

## アルミニウム鋳造合金の高剛性化に関する研究

武谷, 洸希

<https://hdl.handle.net/2324/7363762>

---

出版情報 : Kyushu University, 2024, 博士 (工学), 課程博士  
バージョン :  
権利関係 :



博士学位論文

アルミニウム鋳造合金の高剛性化に関する研究

2024年12月

九州大学大学院 工学府 材料工学専攻

武谷 洸希

# 目 次

## 第1章 緒論

1.1 アルミニウム鑄造合金の種類と用途	・ ・ ・ ・ ・ 1
1.2 産業機械分野におけるアルミニウム鑄造合金の課題	・ ・ ・ ・ ・ 8
1.3 アルミニウム鑄造合金の高剛性化の現状	・ ・ ・ ・ ・ 9
1.4 本研究の目的	・ ・ ・ ・ ・ 13
1.5 本論文の構成	・ ・ ・ ・ ・ 13
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 15

## 第2章 高剛性アルミニウム鑄造合金の合金設計と凝固過程

2.1 緒言	・ ・ ・ ・ ・ 17
2.2 合金設計方針	・ ・ ・ ・ ・ 18
2.3 実験試料および方法	・ ・ ・ ・ ・ 22
2.3.1 実験試料	・ ・ ・ ・ ・ 22
2.3.2 凝固組織解析	・ ・ ・ ・ ・ 27
2.4 実験結果および考察	・ ・ ・ ・ ・ 29
2.4.1 100GPa 級高剛性合金の凝固組織と晶出相の同定	・ ・ ・ ・ ・ 29
2.4.2 急冷実験による凝固機構の解析	・ ・ ・ ・ ・ 34
2.4.3 凝固シミュレーションとの比較	・ ・ ・ ・ ・ 41
2.5 結言	・ ・ ・ ・ ・ 48
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 50

### 第3章 高剛性アルミニウム鑄造合金の硬さに及ぼす熱処理特性の影響

3.1 緒言	・ ・ ・ ・ ・ 51
3.2 実験試料および方法	・ ・ ・ ・ ・ 52
3.3 実験結果および考察	・ ・ ・ ・ ・ 54
3.3.1 ミクロ組織に及ぼす Si, Cu, Ni の影響	・ ・ ・ ・ ・ 54
3.3.2 T6 熱処理時のピーク硬さに及ぼす晶出相量の影響	・ ・ ・ ・ ・ 60
3.3.3 T5 熱処理時硬さ比較	・ ・ ・ ・ ・ 62
3.4 結言	・ ・ ・ ・ ・ 63
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 64

### 第4章 高剛性アルミニウム鑄造合金の剛性に及ぼす晶出相の影響

4.1 緒言	・ ・ ・ ・ ・ 65
4.2 実験試料および方法	・ ・ ・ ・ ・ 67
4.3 実験結果および考察	・ ・ ・ ・ ・ 68
4.3.1 晶出相の量が剛性に及ぼす影響	・ ・ ・ ・ ・ 68
4.3.2 複合則による剛性の推定	・ ・ ・ ・ ・ 71
4.3.3 晶出相の形状が及ぼす剛性への影響	・ ・ ・ ・ ・ 74
4.4 結言	・ ・ ・ ・ ・ 77
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 78

第 5 章 高剛性アルミニウム鑄造合金の強度特性に及ぼす組織粗さの影響	
5.1 緒言	・ ・ ・ ・ ・ 79
5.2 実験試料および方法	・ ・ ・ ・ ・ 80
5.2.1 実験試料	・ ・ ・ ・ ・ 80
5.2.2 引張試験	・ ・ ・ ・ ・ 80
5.2.3 3点曲げ試験	・ ・ ・ ・ ・ 82
5.3 実験結果および考察	・ ・ ・ ・ ・ 85
5.3.1 冷却速度による晶出相の組織粗さ	・ ・ ・ ・ ・ 85
5.3.2 引張性質に及ぼす組織粗さの影響	・ ・ ・ ・ ・ 88
5.3.3 3点曲げ試験直接観察による破壊過程の確認	・ ・ ・ ・ ・ 91
5.4 結言	・ ・ ・ ・ ・ 103
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 104
第 6 章 総括	
6.1 結言	・ ・ ・ ・ ・ 105
6.2 高剛性アルミニウム鑄造合金の適用事例	・ ・ ・ ・ ・ 109
参考文献	・ ・ ・ ・ ・ 111

## 第1章 緒論

### 1.1 アルミニウム鋳造合金の種類と用途

アルミニウムおよびその合金は、比重が鉄の約 1/3 と軽く加工性に富み様々な形に成形しやすいこと、良好な導電性・熱伝導率を持つこと、大気中で自然に生成する酸化被膜による良好な耐食性を持つこと、スクラップの再生が容易でリサイクル性に優れることなど他の金属材料と比較して多くの優れた特徴を持つ<sup>1~3)</sup>。これらのアルミニウム合金の持つ優れた特徴のほとんどは鋳物にしても失われることはなく、鉄系合金と較べて融点が低く比較的簡単な工程で複雑形状品を一体成形できる鋳造法を適用しやすいことから、アルミニウム鋳造合金は、特に軽量化を必要とする産業機械や自動車を中心とする輸送機器への応用が著しく増加した<sup>4~6)</sup>。アルミニウム鋳造合金で利用される主要元素としては、銅、ケイ素、マグネシウム、マンガン、亜鉛、ニッケル、チタン<sup>7)</sup>などがあり、鉄は少量で機械的性質を低減させるため不純物扱いになっている場合が多い<sup>8)</sup>。鋳物用 Al 合金は、**Table 1-1** に示すように Al-Si 系、Al-Cu 系および Al-Mg 系に分類でき、これらの基本合金系にいくつかの合金元素を添加した合金が用いられている<sup>9)</sup>。Al-Si 系は Si の作用により鋳造性の改善や耐摩耗性の向上、熱膨張係数の低減などの優れた特性を発揮し、Al-Cu 系は優れた機械的性質を示し、Al-Mg 系は優れた耐食性を示す、というようにそれぞれの合金系がもつ特徴があり、用途によって使い分けられている。

国内においてアルミニウム鋳造合金の大半は、JIS 規格に規定された合金を用いて製造される。JIS アルミニウム鋳造合金の製品規格（JIS H 5202）では、**Table 1-2** および **Table 1-3** に示すように化学成分および機械的性質を規定している<sup>10)</sup>。また、**Table 1-4** に製品規格における合金の種類と特徴および用途例を示す<sup>11)</sup>。これらの合金は通常、重力鋳造法だけでなく低圧鋳造法や高圧鋳造法で製造されている。また、JIS に規定された合金以外にも目的に応じて合金元素の添加や熱処理

を施し，高強度，耐摩耗性，耐熱性，耐食性，鑄造性を高めたものが使用されており，その用途の拡大が図られている。

Table 1-1 Classification of aluminum alloys for casting

合金系	JIS記号
Al-Cu系合金	AC1A
Al-Cu-Mg系合金	AC1B
Al-Cu-Ni-Mg系合金	AC5A
Al-Cu-Si系合金	AC2A, AC2B
Al-Si系合金	AC3A
Al-Si-Mg系合金	AC4A, AC4C, AC4CH
Al-Si-Cu系合金	AC4B
Al-Si-Cu-Mg系合金	AC4D
Al-Si-Cu-Mg-Ni系合金	AC8A, AC8B, AC8C, AC9A, AC9B
Al-Mg系合金	AC7A

Table 1-2 Chemical compositions of JIS aluminum alloys

mass%

記号	化 学 成 分											
	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Ti	Pb	Sn	Cr	Al
AC1A	4.0~5.0	1.2以下	0.2以下	0.3以下	0.5以下	0.3以下	0.05以下	0.25以下	0.05以下	0.05以下	0.05以下	残部
AC1B	4.2~5.0	0.2以下	0.15~0.35	0.1以下	0.35以下	0.1以下	0.05以下	0.05~0.30	0.05以下	0.05以下	0.05以下	残部
AC2A	3.0~4.5	4.0~6.0	0.25以下	0.55以下	0.8以下	0.55以下	0.3以下	0.2以下	0.15以下	0.05以下	0.15以下	残部
AC2B	2.0~4.0	5.0~7.0	0.5以下	1.0以下	1.0以下	0.5以下	0.35以下	0.2以下	0.2以下	0.1以下	0.2以下	残部
AC3A	0.25以下	10.0~13.0	0.15以下	0.3以下	0.8以下	0.35以下	0.1以下	0.2以下	0.1以下	0.1以下	0.15以下	残部
AC4A	0.25以下	8.0~10.0	0.3~0.6	0.25以下	0.55以下	0.3~0.6	0.1以下	0.2以下	0.1以下	0.05以下	0.15以下	残部
AC4B	2.0~4.0	7.0~10.0	0.5以下	1.0以下	1.0以下	0.5以下	0.35以下	0.2以下	0.2以下	0.1以下	0.2以下	残部
AC4C	0.25以下	6.5~7.5	0.20~0.45	0.35以下	0.55以下	0.35以下	0.1以下	0.2以下	0.1以下	0.05以下	0.1以下	残部
AC4CH	0.2以下	6.5~7.5	0.20~0.45	0.10以下	0.2以下	0.1以下	0.05以下	0.2以下	0.05以下	0.05以下	0.05以下	残部
AC4D	1.0~1.5	4.5~5.5	0.4~0.6	0.30以下	0.6以下	0.5以下	0.2以下	0.2以下	0.1以下	0.05以下	0.15以下	残部
AC5A	3.5~4.5	0.6以下	1.2~1.8	0.15以下	0.8以下	0.35以下	1.7~2.3	0.2以下	0.05以下	0.05以下	0.15以下	残部
AC7A	0.1以下	0.2以下	3.5~5.5	0.15以下	0.3以下	0.6以下	0.05以下	0.2以下	0.05以下	0.05以下	0.15以下	残部
AC8A	0.8~1.3	11.0~13.0	0.7~1.3	0.15以下	0.8以下	0.15以下	0.8~1.5	0.2以下	0.05以下	0.05以下	0.1以下	残部
AC8B	2.0~4.0	8.5~10.5	0.5~1.5	0.5以下	1.0以下	0.5以下	0.1~1.0	0.2以下	0.1以下	0.1以下	0.1以下	残部
AC8C	2.0~4.0	8.5~10.5	0.5~1.5	0.5以下	1.0以下	0.5以下	0.5以下	0.2以下	0.1以下	0.1以下	0.1以下	残部
AC9A	0.5~1.5	22.0~24.0	0.5~1.5	0.2以下	0.8以下	0.5以下	0.5~1.5	0.2以下	0.1以下	0.1以下	0.1以下	残部
AC9B	0.5~1.5	18.0~20.0	0.5~1.5	0.2以下	0.8以下	0.5以下	0.5~1.5	0.2以下	0.1以下	0.1以下	0.1以下	残部

Table 1-3 Mechanical properties of JIS aluminum casting alloys

JIS記号	質別	記号	鑄型	引張強さ MPa	伸び %	ブリネル硬さ HB (10/50)	ヤング率 GPa
鋳物 1種A	鑄造まま	AC1A-F	金型	150以上	5以上	約55	70.1
			砂型	130以上	-	約70	
	溶体化処理	AC1A-T4	金型	230以上	5以上	約70	
			砂型	180以上	3以上	約70	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC1A-T6	金型	250以上	2以上	約85	
			砂型	210以上	2以上	約80	
鋳物 1種B	鑄造まま	AC1B-F	金型	170以上	2以上	約60	-
			砂型	150以上	1以上	約75	
	溶体化処理	AC1B-T4	金型	290以上	5以上	約80	
			砂型	250以上	4以上	約85	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC1B-T6	金型	300以上	3以上	約90	
			砂型	270以上	3以上	約90	
鋳物 2種A	鑄造まま	AC2A-F	金型	180以上	2以上	約75	73.8
			砂型	150以上	-	約70	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC2A-T6	金型	270以上	1以上	約90	
			砂型	230以上	-	約90	
鋳物 2種B	鑄造まま	AC2B-F	金型	150以上	1以上	約70	74.1
			砂型	130以上	-	約60	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC2B-T6	金型	240以上	1以上	約90	
			砂型	190以上	-	約80	
鋳物 3種A	鑄造まま	AC3A-F	金型	170以上	5以上	約50	77
			砂型	140以上	2以上	約45	
鋳物 4種A	鑄造まま	AC4A-F	金型	170以上	3以上	約60	75
			砂型	130以上	-	約45	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC4A-T6	金型	240以上	2以上	約90	
			砂型	220以上	-	約80	

鑄物 4種B	鑄造まま	AC4B-F	金型	170以上	-	約80	76
			砂型	140以上	-	約80	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC4B-T6	金型	240以上	-	約100	
			砂型	210以上	-	約100	
鑄物 4種C	鑄造まま	AC4C-F	金型	150以上	3以上	約55	73.6
			砂型	130以上	-	約50	
	時効硬化処理	AC4C-T5	金型	170以上	3以上	約65	
			砂型	140以上	-	約60	
	溶体化処理後 時効硬化処理①	AC4C-T6	金型	220以上	3以上	約85	
			砂型	200以上	2以上	約75	
	溶体化処理後 時効硬化処理②	AC4C-T61	金型	240以上	1以上	約90	
			砂型	220以上	1以上	約80	
鑄物 4種CH	鑄造まま	AC4CH-F	金型	160以上	3以上	約55	72.6
			砂型	140以上	2以上	約50	
	時効硬化処理	AC4CH-T5	金型	180以上	3以上	約65	
			砂型	150以上	2以上	約60	
	溶体化処理後 時効硬化処理①	AC4CH-T6	金型	240以上	5以上	約85	
			砂型	220以上	3以上	約75	
	溶体化処理後 時効硬化処理②	AC4CH-T61	金型	260以上	3以上	約90	
			砂型	240以上	1以上	約80	
鑄物 4種D	鑄造まま	AC4D-F	金型	170以上	2以上	約70	72.6
			砂型	130以上	-	約60	
	時効硬化処理	AC4D-T5	金型	190以上	1以上	約75	
			砂型	170以上	-	約65	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC4D-T6	金型	270以上	1以上	約90	
			砂型	230以上	1以上	約80	

鑄物 5種A	焼きなまし	AC5A-0	金型	180以上	-	約65	72.6
			砂型	130以上	-	約65	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC5A-T6	金型	290以上	-	約110	
			砂型	210以上	-	約90	
鑄物 7種A	鑄造まま	AC7A-F	金型	210以上	12以上	約60	67.7
			砂型	140以上	-	約50	
鑄物 8種A	鑄造まま	AC8A-F	金型	170以上	-	約85	80.9
	時効硬化処理	AC8A-T5	金型	190以上	-	約90	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC8A-T6	金型	270以上	-	約110	
鑄物 8種B	鑄造まま	AC8B-F	金型	170以上	-	約85	77
	時効硬化処理	AC8B-T5	金型	180以上	-	約90	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC8B-T6	金型	270以上	-	約110	
鑄物 8種C	鑄造まま	AC8C-F	金型	170以上	-	約85	76
	時効硬化処理	AC8C-T5	金型	180以上	-	約90	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC8C-T6	金型	270以上	-	約110	
鑄物 9種A	時効硬化処理	AC9A-T5	金型	150以上	-	約90	88.3
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC9A-T6	金型	190以上	-	約125	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC9A-T7	金型	170以上	-	約95	
鑄物 9種B	時効硬化処理	AC9B-T5	金型	170以上	-	約85	86.3
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC9B-T6	金型	270以上	-	約120	
	溶体化処理後 時効硬化処理	AC9B-T7	金型	200以上	-	約90	

Table 1-4 JIS aluminum alloy types and examples of applications.

種類	記号	鋳型	相当合金名	合金の特徴	用途例
鋳物 1種A	AC1A	金型, 砂型	ASTM : 295.0	機械的性質が優れ, 切削性もよいが, 鋳造性がよくない。	架線用部品, 自動車部品, 航空機用油圧部品, 電装品等
鋳物 1種B	AC1B	金型, 砂型	ISO : AlCu4MgTi NF : AU5GT	機械的性質が優れ, 切削性もよいが, より鋳造性がよくないので鋳物形状によっては, 溶解, 鋳造方案に注意を要する	架線用部品, 重電機部品, 自動車部品, 航空機部品等
鋳物 2種A	AC2A	金型, 砂型		鋳造性がよく, 引張強さは高いが, 伸びが少ない。一般用として優れている。	マニホールド, デフキャリア, ポンプボデー, シリンダヘッド, 自動車用足回り部品等
鋳物 2種B	AC2B	金型, 砂型		鋳造性がよく, 一般用として広く用いられている。	シリンダヘッド, バルブボデー, クランクケース, クラッチハウジング等
鋳物 3種A	AC3A	金型, 砂型		流動性がよく, 耐食性もよいが, 耐力が低い。	ケース類, カバー類, ハウジング類の薄肉, 複雑な形状のもの, カーテンウォール等
鋳物 4種A	AC4A	金型, 砂型		鋳造性がよく, じん性に優れ, 強度が要求される大型鋳物に用いられる。	マニホールド, プレーキドラム, ミッションケース, クランクケース, ギヤボックス, 船用・車両エンジン用部品等
鋳物 4種B	AC4B	金型, 砂型	ASTM : 333.0	鋳造性がよく, 引張強さは高いが, 伸びは少ない。一般用として広く用いられている。	クランクケース, シリンダヘッド, マニホールド, 航空機用電装品等
鋳物 4種C	AC4C	金型, 砂型	ISO : AlSi7Mg(Fe)	鋳造性が優れ, 耐圧性, 耐食性もよい。	油圧部品, ミッションケース, フライホイールハウジング, 航空機部品, 小型用エンジン部品, 電装品等
鋳物 4種CH	AC4CH	金型, 砂型	ISO : AlSi7Mg ASTM : A356.0	鋳造性が優れ, 機械的性質も優れている。高級鋳物にも用いられている。	自動車用車輪, 架線金具, 航空機用エンジン部品および油圧部品等
鋳物 4種D	AC4D	金型, 砂型	ISO : AlSi5Cu1Mg ASTM : 355.0	鋳造性がよく, 機械的性質もよい。耐圧性が要求されるものに用いられる。	水冷シリンダヘッド, クランクケース, シリンダブロック, 燃料ポンプボディー, プロワハウジング, 航空機用油圧部品および電装品等
鋳物 5種A	AC5A	金型, 砂型	ISO : AlCu4Ni2Mg2 ASTM : 242.0	高温で引張強さが高い。鋳造性がよくない。	空冷シリンダヘッド, ディーゼル機関用ピストン, 航空機用エンジン部品等
鋳物 7種A	AC7A	金型, 砂型	ASTM : 514.0	耐食性が優れ, じん性がよく, 陽極酸化性がよい。鋳造性はよくない。	架線金具, 船用部品, 彫刻素材建築用金具, 事務機器, いす, 航空機用電装品等
鋳物 8種A	AC8A	金型		耐熱性が優れ, 耐摩耗性もよく, 熱膨張係数が小さい。引張強さも高い。	自動車・ディーゼル機関用ピストン, プーリー, 軸受等
鋳物 8種B	AC8B	金型		同上	自動車用ピストン, プーリー, 軸受等

鋳物 8種C	AC8C	金型	ASTM : 332.0	耐熱性が優れ、耐摩耗性もよく、熱膨張係数が小さい、引張強さも高い。	自動車用ピストン、プーリー、軸受等
鋳物 9種A	AC9A	金型		耐熱性が優れ、熱膨張係数が小さい、耐摩耗性はよいが、鋳造性や切削性はよくない。	ピストン（空冷2サイクル用）等
鋳物 9種B	AC9B	金型		同上	ピストン（ディーゼル機関用、空冷2サイクル用）、空冷シリンダ等

## 1.2 産業機械分野におけるアルミニウム鋳造合金の課題

アルミニウム鋳造合金は、鋳鉄と比較して比強度が大きく、耐食性や、熱伝導性に優れ、融点が低く鋳造性も良好なことから、鋳鉄の代替材料として、自動車はじめ各種機械の部品として多用されている。Table 1-3 に示したように合金種および熱処理条件によって引張強さを 150MPa から 330MPa 以上まで設計でき、片状黒鉛鋳鉄と同等の強度範囲をカバーしており、伸びはより大きい。これらの特性を生かして、機械の軽量化・省エネルギーを目的にアルミニウム鋳造合金の用途が拡大している。しかし、アルミニウム合金のヤング率は、鉄鋼材料の約 1/3 程度であり、このため形状の最適化をせずにアルミニウム合金鋳物を適用すると、剛性不足となる問題があった<sup>12,13)</sup>。Table 1-2 に示す AC4C 系合金は鋳造性やじん性に優れ、一般的に機械構造部品によく使用される合金であるが、そのヤング率は約 73GPa<sup>14)</sup>である。また JIS 規定の合金の中でヤング率が最も高いのは AC9A 合金であるが、そのヤング率は 88GPa であり、どちらも片状黒鉛鋳鉄の 90~140GPa<sup>15)</sup>と比較するとかなり低い<sup>16~18)</sup>。産業機械分野では高速移動する部品が多く用いられており、移動速度の増大と移動・停止位置の精度向上が機械の性能を決定することから、剛性の高いアルミニウム鋳造合金の開発が強く望まれている<sup>19,20)</sup>。

### 1.3 アルミニウム鋳造合金の高剛性化の現状

上記の課題に対する策として様々な合金や組織の設計が講じられている。開発材を取り巻く種々の合金のヤング率と引張強さをまとめた表を **Table 1-5** に示した。また、**Table 1-5** の引張強さとヤング率を模式的に示したものを **Fig.1-1**、密度で規格化したものを **Fig.1-2** に示す。JIS に規定されたアルミニウム鋳造合金の中で最もヤング率の高い AC9A 合金は、Si 量を 22~24%まで高めた組成であり、**Fig.1-3** に示すように初晶 Si が多量に晶出した過共晶組織に凝固する。初晶 Si 相はアルミニウム基地組織より高いヤング率を持つことから、アルミニウム鋳造合金のヤング率を高める手段として、Si 添加量を増やし、初晶 Si 量を増量させている。AC9A 合金のヤング率は依然として鋳鉄より低く、添加 Si の更なる増量は融点の上昇やフローテーションによる溶解性、鋳造性の悪化や硬い初晶 Si による切削性の悪化を招くなどの問題もあった<sup>21, 22)</sup>。

アルミニウム合金の高剛性化は、適応部品の軽量化を目的に各機関で取り組んでおり、妹尾らは、Al-15%Si でヤング率 80GPa 以上を得ている<sup>23)</sup>。また、織田らは Si, Ni, Fe, Mn, Mg, Cu の組成を変化させた材料で、100GPa のヤング率を得ている<sup>24)</sup>。塩田らも Al-Si-Ni-Fe-Mn-Cu 系合金において 80~98GPa のヤング率を持つ材料を開発している<sup>25)</sup> が、これらの組成はダイカスト向けに調整された組成であり、本研究における開発合金の適応が想定される産業機械部品は、製品形状やサイズの制約からダイカストが使用できない場合も多いため、鋳造方法に適したさらなる組成の検討が必要である。

その他にも、比剛性に優れる材料として MMC (Metal Matrix Composite) がある。MMC はアルミニウム合金に強化材としてカーボンやセラミックスの粒子や繊維を複合させることによって比強度や比剛性を著しく向上させたものである。一方で強化材を 20~60%と多量に含むことから、アルミニウム鋳造合金と比較すると製造難易度が高く、被削性やリサイクル性も劣るとされている<sup>26, 27)</sup>。

Table 1-5 Summary of Young's modulus and tensile strength of various materials surrounding developed material.

種類	熱処理	合金系	鑄造方法	引張強さ, MPa		ヤング率 GPa
				金型	砂型	
FC200	-	片状黒鉛鑄鉄	砂型・金型	200以上		90~120
FC250	-	片状黒鉛鑄鉄	砂型・金型	250以上		100~130
AC4C	F T6	Al-Si-Mg系 (7%Si)	砂型・金型	150以上 230以上	140以上 210以上	74
AC9A	T7	Al-Si-Cu-Ni-Mg系 (23%Si)	金型	170以上	-	88
既往研究 <sup>23)</sup>	-	Al-Si系	砂型・金型	-		80
既往研究 <sup>24)</sup>	-	Al-Si-Ni-Fe-Mn-Mg- Cu系	ダイカスト	-		75~102
既往研究 <sup>25)</sup>	-	Al-Si-Ni-Fe-Mn-Mg- Cu系	ダイカスト	-		80~98
MMC (20vol%SiC)	T6	Al-Si-Cu-Ni系 (10%Si,3%Cu,1%Ni)	砂型・金型	230		97
MMC (30vol%SiC)	T6	Al-Si-Cu-Ni系 (10%Si,3%Cu,1%Ni)	砂型・金型	370		125
開発材	T5	Al-Si-Cu-Ni系	砂型・金型	FCと同等		100以上

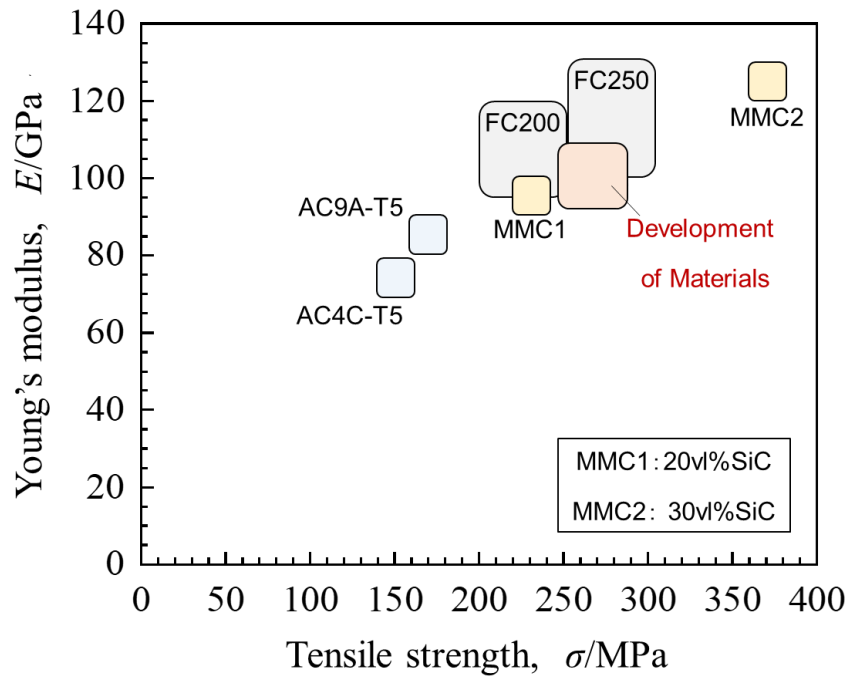


Fig.1-1 Summary of Young's modulus and tensile strength of various materials surrounding the developed material.

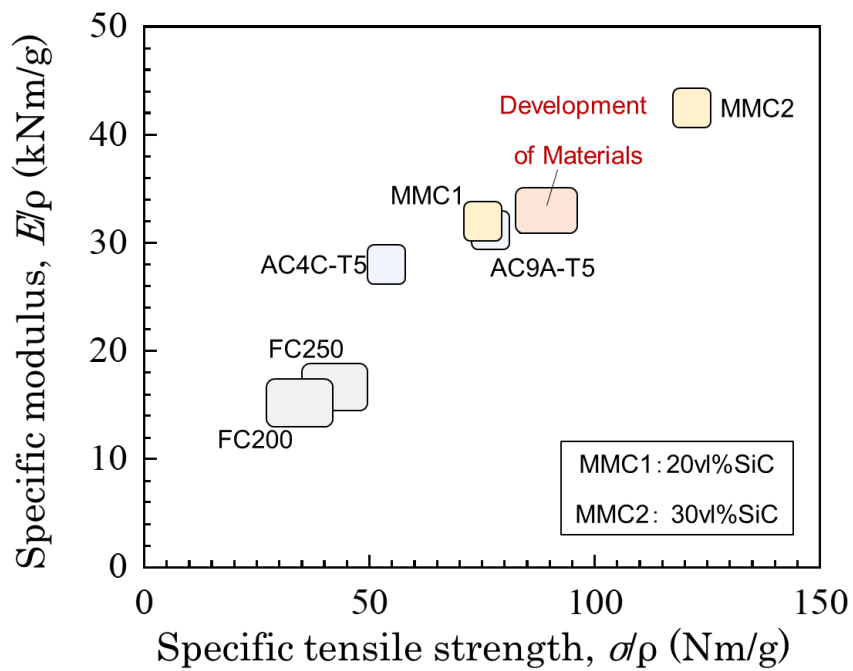


Fig.1-2 Summary of specific Young's modulus and specific tensile strength of various materials surrounding the developed material.

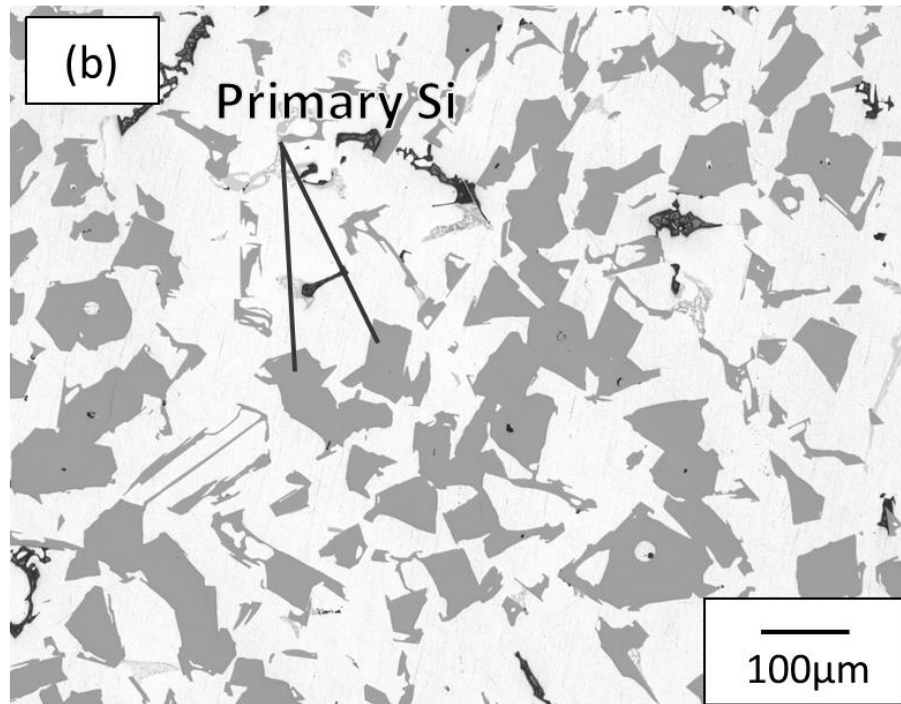
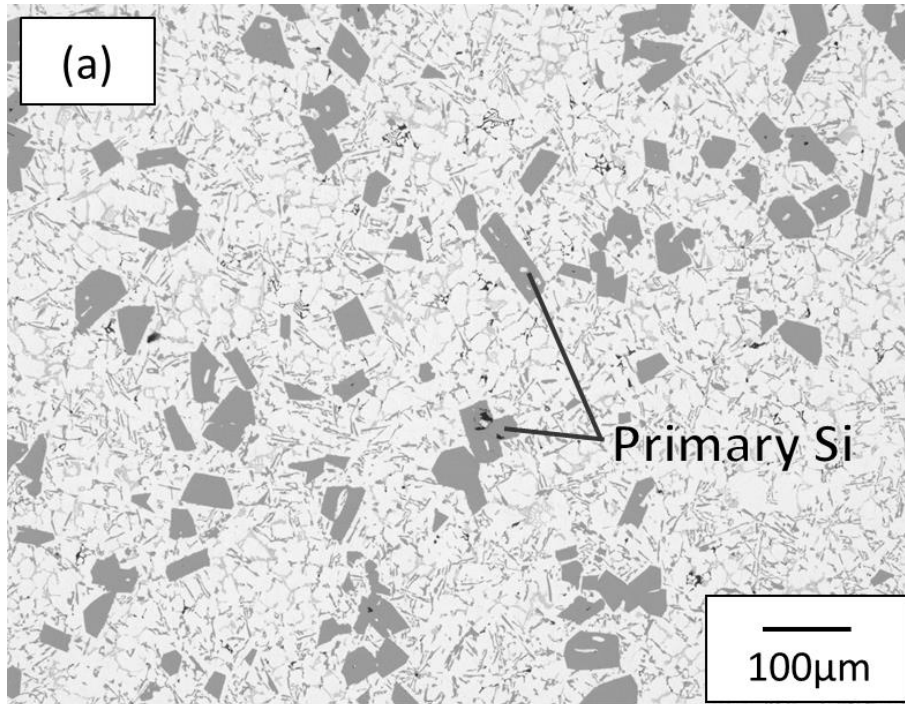


Fig.1-3 Microstructures of AC9A alloy cast in permanent mold (a) and sand mold (b) and thermal-treated to T6.

## 1.4 本研究の目的

前述のような背景から本研究は、従来材料である片状黒鉛鑄鉄と同等のヤング率を有し、さらに既存材料よりも鑄造性やリサイクル性、経済性のバランスに優れた砂型・金型鑄造用アルミニウム鑄造合金をターゲットとして、Al-Si 系合金に種々の元素を添加し、金属間化合物を晶出させることでヤング率を高めた材料の開発に着手した。開発した高剛性アルミニウム鑄造合金の適用範囲を拡大していくには、用途に応じた強度特性が得られるような組織制御技術を確立する必要がある。開発した合金は、添加した元素によって形態の異なる種々の初晶的な組織および共晶が晶出しており、それらがヤング率や引張強さなどの強度特性に影響を及ぼすと想定される。そこで、本開発合金系の凝固特性、熱処理特性の基礎的研究および、晶出相の量や組織粗さが及ぼす強度特性への影響を調査することで、適用対象に応じた高剛性アルミニウム鑄造合金の合金設計指針および組織制御技術を確立することを目的とした。

## 1.5 本論文の構成

本論文は 6 章より構成されており、各章の内容は以下の通りである。第 1 章は緒論であり、本研究の背景と目的を述べている。まず、現在広く用いられているアルミニウム鑄造合金の種類と、用途について述べるとともに産業機械分野では高剛性材の開発が望まれていることを説明した。その中で現行のアルミニウム鑄造合金の高剛性化の手段と課題について触れ、従来材料である片状黒鉛鑄鉄と同等のヤング率を有し、さらに鑄造性やリサイクル性、経済性のバランスに優れたアルミニウム鑄造合金の開発の必要性を示した。高剛性アルミニウム鑄造合金の開発に当たっては鑄造性や適切な晶出相の選択が重要であり、目的に応じた合金設計指針および組織制御技術の確立が必須であり、

そのための基礎的研究を行う必要性について述べた。

第 2 章では、従来材よりも高いヤング率を有するアルミニウム鋳造合金の開発指針と合金設計および凝固組織について調査・研究した結果を述べた。高剛性化のためには共晶部の高剛性化を図るとともに初晶 Si 量の適正化と剛性向上に有効で鋳造性を劣化させない金属間化合物の選択が必須である。この観点から、合金元素として Si, Ni, Cu 量を系統的に変化させた一連の実験を行い、ヤング率 100GPa 以上となる材料の開発を実施した結果および、凝固実験を行って本合金系の詳細な凝固過程を調査した結果について説明した。

第 3 章では、高剛性化に寄与する初晶相の量を変化させたアルミニウム鋳造合金の熱処理特性を調査した。本合金系の T6 熱処理では初晶相の量が増加するとピーク硬さまでの時効時間が短くなり、金属基複合材料 Metal Matrix Composites (MMC) における強化材の作用と類似していることを示した。また、複雑形状鋳物などの実製品の熱処理に多用される T5 処理実験も実施し、本合金系の熱処理条件の指針を示した。

第 4 章では、初晶 Si および初晶的に晶出する  $\text{Ni}_3\text{Al}_2$  相の量を系統的に変化させた試験体を作製し、共晶相、初晶 Si 相、 $\text{Ni}_3\text{Al}_2$  相がヤング率に及ぼす影響を調査した。剛性に及ぼす各相の影響を粒子および短繊維強化複合材料の複合則に関わる従来 of 理論式に基づいて検討し、高剛性化のための合金設計の指針と根拠を示した。

第 5 章では、冷却速度を系統的に変化させた試験体を作製し、本合金系の晶出相の組織粗さが引張強度特性に及ぼす影響について調査した。さらに曲げ試験を実施し、破壊過程の直接観察を試み、破壊の起点およびき裂の進呈過程を調査し、その結果に基づいて、用途に応じた適切な機械的性質を得るための鋳造技術に対する指針を示した。

第 6 章は本論文の総括である。

## 参考文献

- 1) 吉田 英雄：繊維学会誌 48 (1992) 496
- 2) 神戸 洋史：軽金属 55 (2005) 435
- 3) 大久保 正男，熊井 真次，上田 健次：Journal of MMIJ 123 (2007) 850
- 4) 安達 章：塑性と加工 49 (2008) 264
- 5) 佃 誠，鈴木 敏夫：軽金属 29 (1979) 297
- 6) 茂泉 健，長谷 佳紀，小山 和紀：鑄造工学 89 (2017) 701
- 7) 及川 考：軽金属 18 (1968) 636
- 8) 小林 敏郎，新谷 光雄，山岡 充昌，下村 勇一，原田 俊宏：軽金属 43 (1993) 581
- 9) 一般社団法人 素形材センター：軽金属鑄物・ダイカストの生産技術 改訂版 (2000) 3
- 10) JIS H 5202
- 11) 軽合金の生産技術教本編集部会編：軽金属鑄物・ダイカストの生産技術 改訂版 (一般社団法人 素形材センター) (2000) 7
- 12) 平野 敦史：自動車技術会論文集 49 (2018) 758
- 13) 神戸 洋史，東畑 透：鑄物 64 (1992) 870
- 14) 日本アルミニウム協会技術企画委員会編：アルミニウムハンドブック(第8版) (日本アルミニウム協会) (2021) 222
- 15) 日本鑄造工学会編：鑄造工学便覧 (丸善) (2002) 263
- 16) 財満 鎮御，竹内 洋一郎，入交 裕：軽金属 25 (1975) 310
- 17) 高瀬 俊郎：鑄物 60 (1988) 752
- 18) 大畠 芳昭，福井 紘一郎，岩井 一郎，村瀬 功：日本金属学会会報 24 (1985) 307
- 19) 林 央：軽金属 55 (2005) 371
- 20) 野口 徹，清水 一道：鑄物 64 (1992) 840
- 21) 品田 与志栄，上田 倅完：軽金属 36 (1986) 152
- 22) 本村 貢，関口 常久：軽金属 41 (1991) 77

- 23) 妹尾 允史, 西村 融, 近藤 巖, 宮下 知久 : 日本機械学会論文集 A  
編 51 (1985) 184
- 24) 織田 和宏, 堀川 宏, 塩田 正彦, 土田 孝之 : 軽金属学会第 108 回  
春期大会講演概要 (2005) 161
- 25) 塩田 正彦, 堀川 宏, 神戸 洋史, 吉田 誠 : 鑄造工学 96 (2024) 439
- 26) 山内 利夫 : 鑄造工学 76 (2004) 1014
- 27) 菅沼 徹哉 : 鑄造工学 73 (2001) 829

## 第2章 高剛性アルミニウム鑄造合金の合金設計と凝固過程

### 2.1 緒言

第一章で述べたように，工作機械やロボットなどの各種産業機械には，高い生産性と超高精度を両立するための要素技術が求められており，とくに工作機械は機械の高速化による高効率化が重要な因子となり，そのためには移動要素（移動体）の軽量化による自重や慣性力の低減が強く求められている<sup>1)</sup>．さらに，工作機械の構造材料に求められる要件としては，外力・熱・環境に対する安定性なども挙げられるが，鉄系鑄物である片状黒鉛鑄鉄は総合的なバランスが良いことから工作機械の構造材料として多く使用されている．しかしながら，片状黒鉛鑄鉄は比剛性が低く，工作機械の超高性能化を目指す上では鑄鉄に変わる軽量材料の開発が期待されていた．比剛性が大きい材料としてはマグネシウム合金やアルミニウム合金が挙げられる<sup>2)</sup>．形状自由度の高さや鑄造性・経済性の面ではアルミ合金鑄物に利点があるが，第1章1.2で示した通り，アルミニウム鑄造合金のヤング率は，片状黒鉛鑄鉄よりも小さく，同等の剛性を担保するためには部品サイズを大きくせざるを得ず，省スペース化の面では課題があった．ヤング率を高めたアルミニウム材料も開発されているが，第1章1.3で示した通り，既存の過共晶合金材料はヤング率が片状黒鉛鑄鉄には及ばず，MMCには，製造難易度，被削性で劣るという問題があった．

そこで，本研究では，まず，第1章でレビューしたAC9Aに示される過共晶合金の晶出相によるヤング率の向上を参考に，添加元素を加えて硬質な相を晶出させた組織を有したAl合金に着目し，従来材料である片状黒鉛鑄鉄と同等のヤング率を有し，鑄造性やリサイクル性，経済性のバランスに優れたアルミニウム鑄造合金の開発を行った．

このとき，開発合金の剛性に寄与しうる晶出相の把握およびその晶出過程について調査し，晶出相の組織制御技術を確立するために組織観察およびX線回折により凝固組織を明確にすると共に，熱分析によ

り各相の晶出過程について解析し，凝固機構を考察した．

## 2.2 合金設計方針

アルミニウム合金のヤング率は Si 相の増加に伴って上昇することが知られているが<sup>2)</sup>，第 1 章 1.2 に示すように JIS H5202 にはアルミニウム合金系が規定されており，マイクロ組織を構成する相によってヤング率に及ぼす影響は異なると考えられる．そこでまず，その傾向を捉えることを試みた．**Fig.2-1** に，JIS H5202 に規定のアルミ合金鋳物を対象とし， $\alpha$ -Al 相を除いた相 (Si 相+金属間化合物相) の体積分率とヤング率の関係を示す．体積分率は Thermo-Calc<sup>3)</sup> (Ver.2024a, database TCAL8) を用いて計算した 25°C における値とした．アルミ合金鋳物のヤング率は  $\alpha$ -Al 相を除いた相の体積分率と正の相関があり，その向上には Si や金属間化合物を強化相として分散・複合化することが有効であると考えられる．また，Dunnett らは，粉末冶金用 Al-Ni-1Mg-5Cu 系アルミニウム合金においてヤング率に及ぼす Ni の影響を検討している<sup>4)</sup>．ヤング率は 0mass%Ni の試料において 54GPa であるが，Ni の増加に伴って上昇し，15 mass%Ni の試料では 77GPa となることを示した．これは Ni の増加に伴って生成量が増す  $\text{Al}_3\text{Ni}$ ， $\text{Al}_3(\text{Ni,Cu})_2$  の作用であることを報告している．織田らはダイカスト用アルミニウム合金の剛性向上を目的として，Si 相や Al-Fe 系金属間化合物，Al-Ni 系金属間化合物などの晶出面積率とヤング率の関係を調査し，晶出面積の増加によりヤング率が上昇することを報告している<sup>5)</sup>．

Al 合金において初晶および共晶として晶出し，強化相として作用する元素およびその化合物相をまとめて **Table 2-1** に示す．強化相形成元素としては上記の Si, Fe, Ni 以外にも Ti と Cu があり，Ti は Al, Si との金属間化合物 ( $\text{AlSi}_7\text{Ti}_4$ ， $\text{AlSi}_3\text{Ti}_2$ ) を形成し，Cu は微細な共晶組織 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ， $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ ) を形成することで高剛性化に寄与し得ると考えられる<sup>6,7)</sup>．一方，Ti は少量の添加でも，液相線温度を著しく上昇させ，

固液共存温度範囲を広げるうえに、初晶として晶出する Al-Si-Ti 系金属間化合物は長く成長することが知られており<sup>8)</sup>、これによる流動性の低下や引け性の増加が懸念されたため、本研究の添加合金元素から除外した。Fe は Al( $\alpha$ )相との共晶における化合物相割合が小さい上、初晶相晶出については Ti と類似の挙動を有するため添加合金元素からは除外し、スクラップなどから混入する不可避元素として取り扱った。また、上記の問題に加え、JIS 既定の高剛性鋳造合金 AC9A や AC9B では Al-Si 系の共晶組織に初晶 Si が分散した組織になっているが、共晶部の Si およびその他微量の金属間化合物の体積割合は約 12%程度であり、Fig.2-1 から共晶部のヤング率は約 75GPa 程度と考えられるため、共晶部の高剛性化も重要課題である。

そこで、初晶および共晶として強化相を晶出する Si と Ni、共晶として高密度の金属間化合物を晶出する Cu を広範囲に変化させた合金を溶製し、その鋳造性や凝固組織を評価した結果、Si と Ni の増加と共に初晶相は増すが、その組織が粗大になり強度低下が懸念されるとともに、融点が高くなり鋳造性が低下する。そのため、Si と Ni 添加量はそれぞれ 18%および 8%を上限とする必要があることが判明した<sup>9)</sup>。また、Cu を 10%程度添加すると、共晶部に Si と共に Al-Cu および Al-Cu-Ni 系の金属間化合物が晶出し、これら強化相の体積分率が Al-Si 系共晶よりも大きく、共晶部の剛性向上が期待される。

上記の実験結果をもとに、Si 相の増加によるヤング率向上と Ni の増加により生成量が増す  $Al_3Ni$ ,  $Al_3(Ni,Cu)_2$  による複合的なヤング率の増加を狙って、AC4CH 合金を基本組成として Si, Ni, Cu の組成を系統的に変化させた多数の砂型および金型鋳造試料を作製し、ヤング率を測定した。

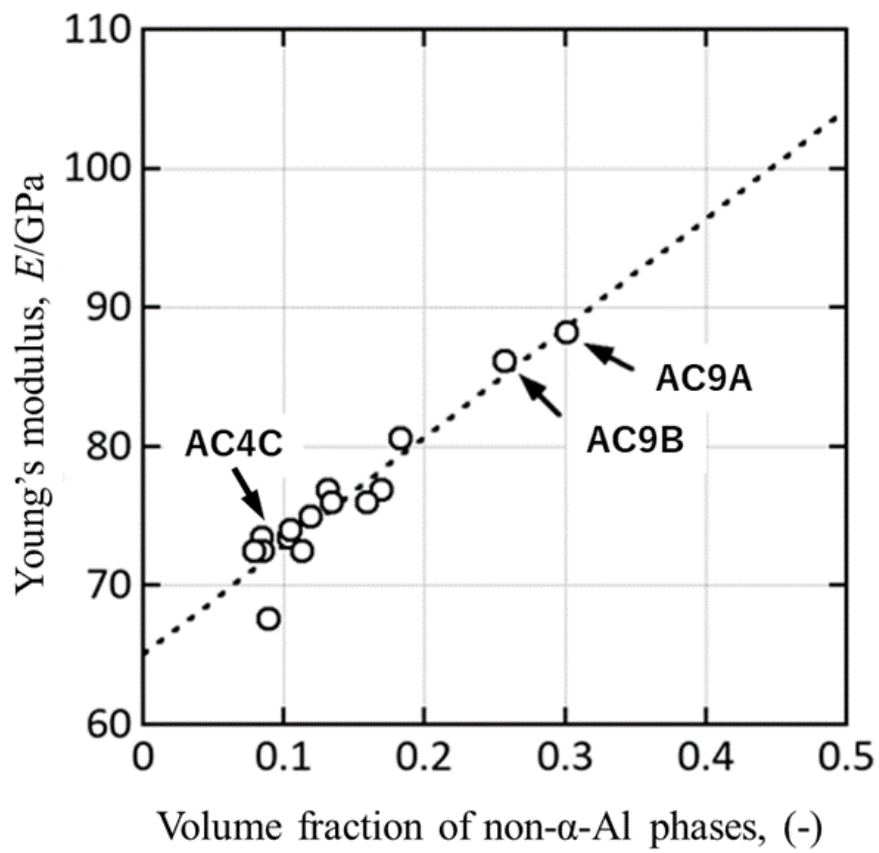


Fig.2-1 Relationship between Young's modulus and Volume fraction of non-α-Al phases.

Table 2-1 Contributing elements and its phases and microstructures for development of high rigid aluminum alloys.

要因		
強化相	変数	
Si相 (初晶, 共晶)	体積率	Si
	サイズ・分布	冷却速度 (寸法、鑄造条件等)
改良処理 (Sr添加等) 微細化処理 (P添加等)		
金属間化合物 (初晶的晶出相, 共晶)	体積率	Ni (Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> , Al <sub>3</sub> Ni, Al <sub>7</sub> Cu <sub>4</sub> Ni 等)
		Fe (Al <sub>9</sub> Fe <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> , Al <sub>15</sub> Si <sub>2</sub> (FeMn) <sub>4</sub> 等)
		Ti (AlSi <sub>7</sub> Ti <sub>4</sub> , AlSi <sub>3</sub> Ti <sub>2</sub> 等)
		Cu (Al <sub>2</sub> Cu, Al <sub>7</sub> Cu <sub>4</sub> Ni 等)
	サイズ・分布	冷却速度 (寸法、鑄造条件等)

## 2.3 実験試料および方法

### 2.3.1 実験試料

本実験で用いた実験試料は、市販の AC4CH 母合金を主原料として、純度 99.5%以上のシリコン、ニッケル、銅を所定の組成に調整して作製した。このとき、铸造性や凝固組織に関する予備実験の結果をもとに、Si, Ni, Cu はそれぞれ 6~18 %Si, 1~8 %Ni, 8~15 %Cu の範囲で系統的に組成を変化させた。また、初晶 Si の微細化のため P による微細化処理を行った。内径 139 mm, 高さ 249 mm の黒鉛るつぼに原料を入れ、高周波誘導路を用いて 1033 K で溶解し、**Fig.2-2** に示すような脱ガス処理を施した。脱ガスは、Ar ガスを溶湯中にセラミックランスパイプを使用して流量 0.2L/min で吹込み、30min 実施した。その後、**Fig.2-3** に示すような JIS 規定<sup>10)</sup>の B 号 Y ブロック砂型と 473 K に予熱した金型<sup>11)</sup>に铸造した。まず、Ni 系金属間化合物の影響を調査するため Si を 13~14%に固定し、Ni 量を 1%, 4%, 6%および 8%として試作を行った。ヤング率は Ni 添加量とともに増加し 8%Ni で 100GPa 以上となった。一方で Ni の添加量を増加させると初晶の晶出温度が高温側に遷移し、铸造性が悪化することがわかった。Si および Cu も同様に、添加量に応じてヤング率も増すが、初晶の晶出温度が高温側に遷移し铸造性が悪化した。また、Si は 15%以上の添加で初晶 Si の偏析の傾向が確認された。以上の結果から、得られた代表的な試料の化学組成を **Table 2-2** 示す。本組成は、金型においてヤング率 100GPa 以上であり、铸込み温度も 1033K と铸造性も良好な組成となっている。なお、不可避元素として考えられる鉄およびマンガンは僅かに不純物として残留した。

得られた供試体は T5 熱処理 (200°C, 4h 保持) を行った後、JIS に規定<sup>12)</sup>の 14A 号試験片 (平行部直径 φ6mm) に機械加工した。引張試験は万能試験機 (UH-3000KNC, 島津製作所) を用いて行った。試験片の平行部にひずみゲージを対角に 2 枚貼り、ひずみ速度が 0.00025s<sup>-1</sup>

となるようにストローク速度を調整して引張試験を行った。

引張試験から得られた応力—ひずみ曲線の一例を **Fig.2-4** に示す。縦軸は応力（MPa）で、試験時の発生荷重（kN）と引張試験片平行部の外径  $\phi$  をから換算した。横軸は縦ひずみであり試験片平行部の裏表に貼った 2 枚のひずみゲージから得られた値の平均値とした。得られた応力—ひずみ曲線の直線部傾きをヤング率として算出した。その結果、Si, Ni, Cu 量の増加と共にヤング率が増し、Al- 14%Si-6%Ni-15%Cu 合金が目標とするヤング率 100GPa を満足することが明らかとなった。

Table 2-2 Chemical composition of the specimen

						mass%
Si	Ni	Cu	Fe	Mn	Mg	Al
13.9	5.9	15.2	0.4	0.6	0.5	Bal.

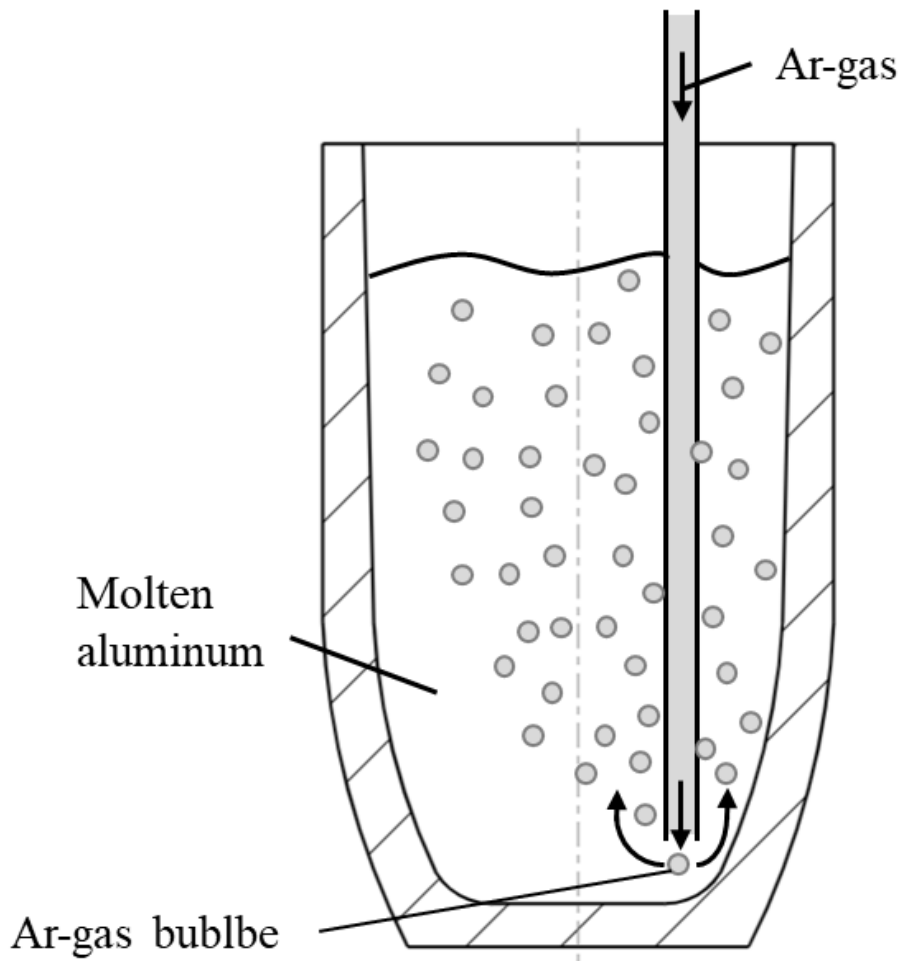
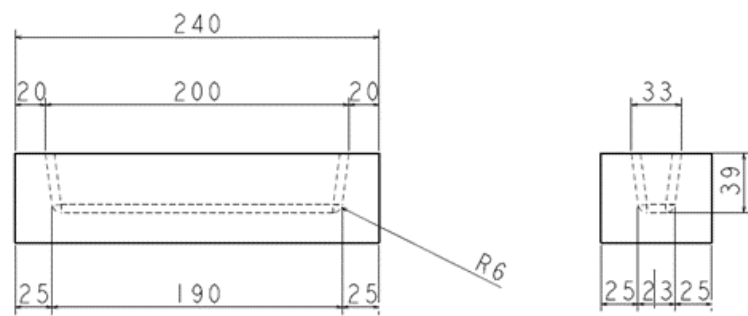


Fig.2-2 Schematic diagram of degassing process

(a)



(b)

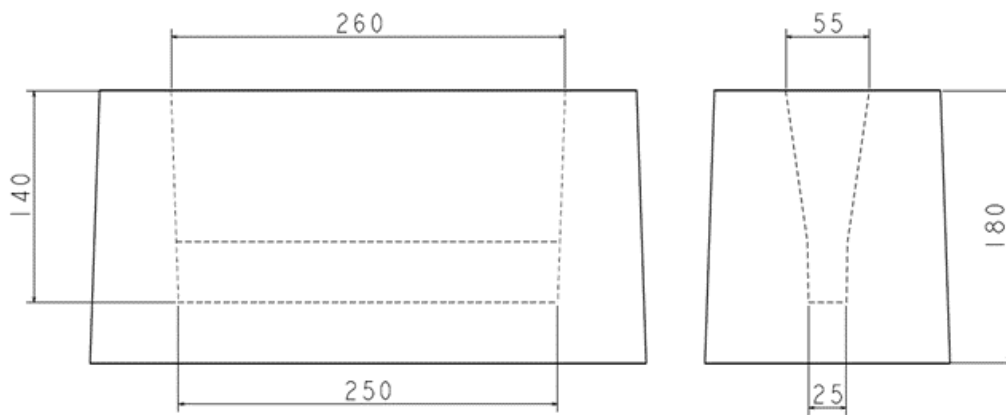


Fig.2-3 Permanent mold specimen (a) and sand mold specimen (b)

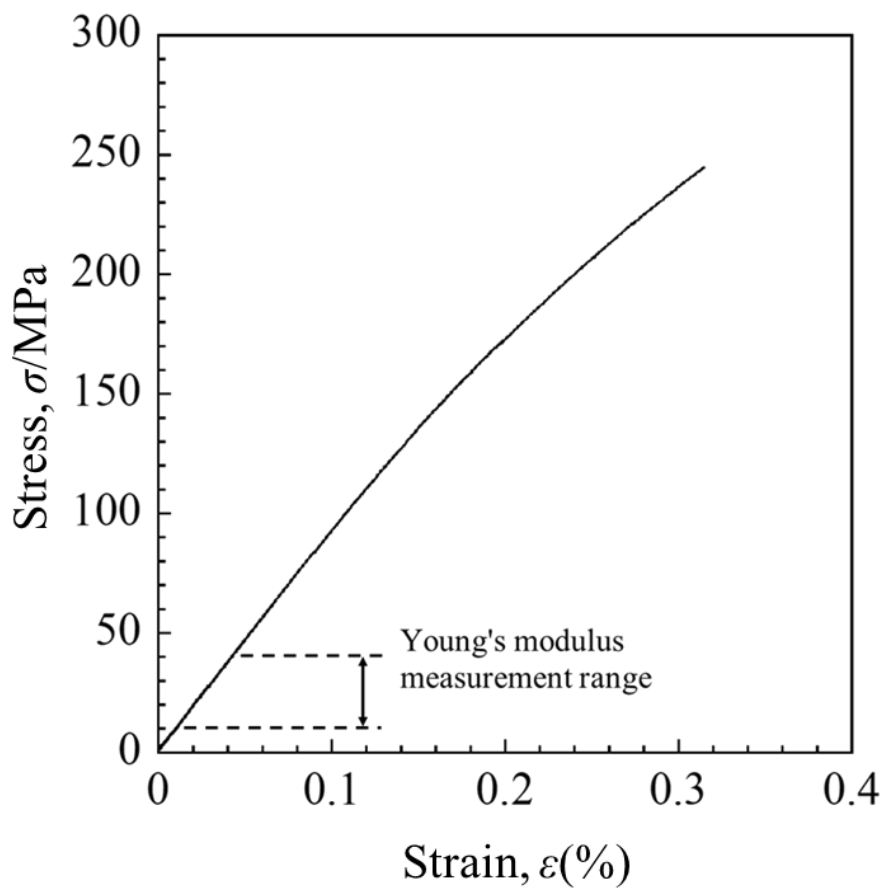


Fig.2-4 Stress-strain curves of highly rigid aluminum casting alloys

### 2.3.2 凝固組織解析

Table 2-2 に示す 100GPa 級高剛性アルミニウム鋳造合金を溶解・脱ガス処理後、凝固組織の調査には、金型鋳造材と比較して冷却が遅く、晶出相が粗大となる B 号 Y ブロック砂型に鋳造して得られた試料を用いた。凝固組織は、デジタルマイクロスコープ (VHX-7000, KEYENCE 製) で組織写真を撮影するとともに、各相に含まれる溶質元素を EPMA (EPMA-8050G, 島津製作所製) により分析し、撮影した組織写真と比較して解析した。さらに X 線回折分析 (D8 DISCOVER, Bruker 製) を Cu-K $\alpha$  線を使用して管球負荷 40 kV, 40 mA の条件で行い、晶出相を同定した。続いて、本合金の凝固過程を調査するため、晶出相が微細で均質となる金型鋳造材から切り出した試料を再溶解し、熱分析を行った。凝固実験装置の模式図を Fig.2-5 に示す。切り出した試料約 5g を特殊耐火るつぼ (SiO<sub>2</sub>: 53%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 41%) に保持し、アルゴンガス雰囲気の中セラミック電気抵抗炉内で 1033 K まで昇温して溶解後、10 K/min で炉冷して本合金の冷却曲線を求めた。さらに、得られた冷却曲線を解析し、この冷却曲線に生じた変曲点の温度で新たに相が晶出していると仮定して、変曲点の直後から水中へ急冷した試料を作製した。これら一連の試料について、凝固組織の観察および EPMA 分析を行い、各変曲点で晶出した相の種類、形態および元素濃度を解析した。一方、統合型熱力学計算ソフトウェア (Thermo-Calc ver.2022b, Thermo-Calc Software AB) の TCAL8 データベースを用いて本合金の凝固解析を行ない、実際の凝固組織の調査および熱分析実験に基づき判定した結果と比較検討した。

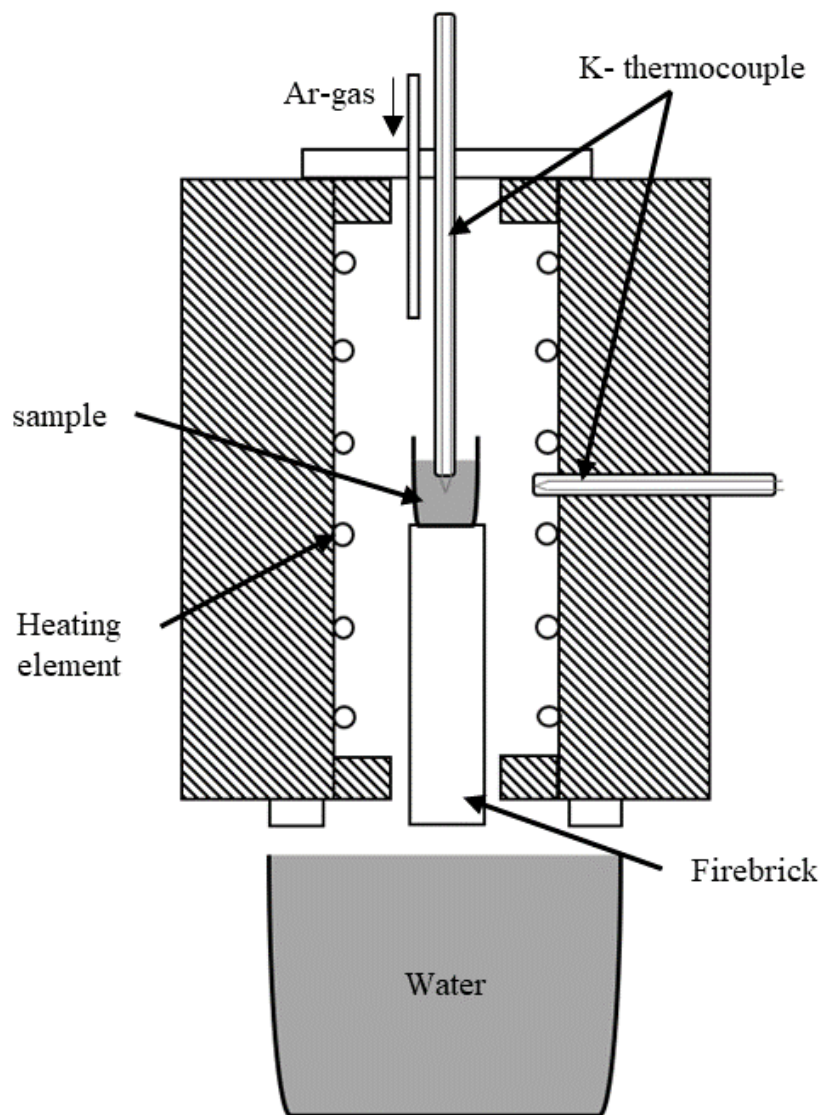


Fig.2-5 Schematic diagram of solidification experiment

## 2.4 実験結果および考察

### 2.4.1 100GPa 級高剛性アルミニウム鋳造合金の凝固組織と晶出相の同定

高剛性アルミニウム鋳造合金の凝固における晶出相について、その種類、凝固順などの詳細を調査するため Table 2-1 に示した組成の試料を溶解・脱ガスを行い鋳造した試料のマイクロ組織を分析した。金型に鋳造した試料の組織はかなり微細で複雑に分布しているため、マイクロ組織の観察や分析には、金型に鋳造した試料の組織と比較して各晶出相が粗大に晶出する B 号 Y ブロック砂型に鋳造した試料を用いた。マイクロスコップで撮影したその組織を Fig.2-6 に示す。本合金の凝固組織には粗大な塊状、棒状および板状の組織と、数種類の微細組織が観察され、粗大な組織は初晶として晶出した相、微細組織は共晶として晶出した相と想定される。まず、各組織の構成元素を明らかにするため、この各組織を含む箇所を選定し EPMA でマッピング分析した。得られた特性 X 線像を Fig.2-7 に示す。各元素の特性 X 線像における相対的な濃度をカラーで示しており、溶質元素の濃度が低いほど青色、元素濃度が高いほど赤色となる。Al の特性 X 線像において、Al は基準となる元素であり、橙色で示される組織は Al 濃度の高さとその分布から初晶  $\alpha$  デンドライト相と考えられる。また、その他の初晶的な粗い組織および共晶組織にも種々の濃度で Al が分布しており、Al を含有する金属間化合物として晶出している。Si の特性 X 線像において Si に富む相は他の元素の特性 X 線強度が極めて低いことから Si のみの晶出相であり、粗大な組織は初晶的に晶出した Si 相、微細な組織は共晶として晶出した Si 相と判断される。また、Ni の特性 X 線像において、粗大に晶出している Ni に富む棒状の組織は立体的には板状に成長しているが、Al と Cu の X 線像から、これらの元素の濃度も高く、Al-Ni-Cu 系の金属間化合物と考えられる。微細な Al-Ni-Cu 系の金属間化合物の金属間化合物は、共晶として晶出した相だと考えられるが、Ni

に富む相と Cu に富む相が確認される。その他、不可避元素・不随元素として含有している Fe, Mn, Mg に起因する相が確認された。そこで、確認された相をより詳細に分析するため、この試料を X 線回折した結果を Fig.2-8 に示す。Fig.2-8 に示すように多くの相に対する回折ピークが得られた。Al, Ni および Cu に関する回折ピークを対応させたところ、Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> と一致するピークが見られた。このことから Al-Ni-Cu 系の組織は Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> に Cu が固溶したものであると判断した。Fig.2-7 の EPMA マッピング分析結果において、Fe と Mn に富む組織もやや粗い組織を呈している。これは Fig.2-8 の X 線回折の解析結果より、AlFe<sub>2</sub>Mn であると考えられた。一方、Fig.2-7 の Si, Ni, Cu および Mg のマップには共晶凝固したと推定される微細な組織も観察された。Si を多く含む組織は Al(α)+Si 共晶、Al, Ni および Cu に富む相は Al(α)+Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 共晶と考えられた。さらに Fig.2-7 の Cu および Mg の特性 X 線像には Al-Cu に富む共晶組織および Mg を含む共晶組織が観察されたが、Fig.2-8 の X 線回折の解析からそれぞれ、Al(α)+CuAl<sub>2</sub> 共晶および Al(α)+Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>7</sub>Si<sub>8</sub> 共晶と考えられる。Al(α)+CuAl<sub>2</sub> 共晶には Ni も分布も確認され、CuAl<sub>2</sub> に Ni が固溶していると考えられた。これらの代表的組織部を Fig.2-6 中にも記した。なお、粗大に晶出している組織として観察された Si 相および板状 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相の面積率を実測するとそれぞれ 13.7%、12.9%であった。また、本合金系の共晶組織はそれぞれ特徴的な形態を示している。各共晶組織を Croker の共晶形態の分類に当てはめると、一般的な層状 (lamellar) 組織の特徴を示すのは共晶 CuAl<sub>2</sub> であり、共晶 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> は肋骨状 (anomalous complex regular structure) を、また、共晶 Si および共晶 Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>7</sub>Si<sub>8</sub> はフレーク状 (irregular flake) と呼ばれる特徴を示した。

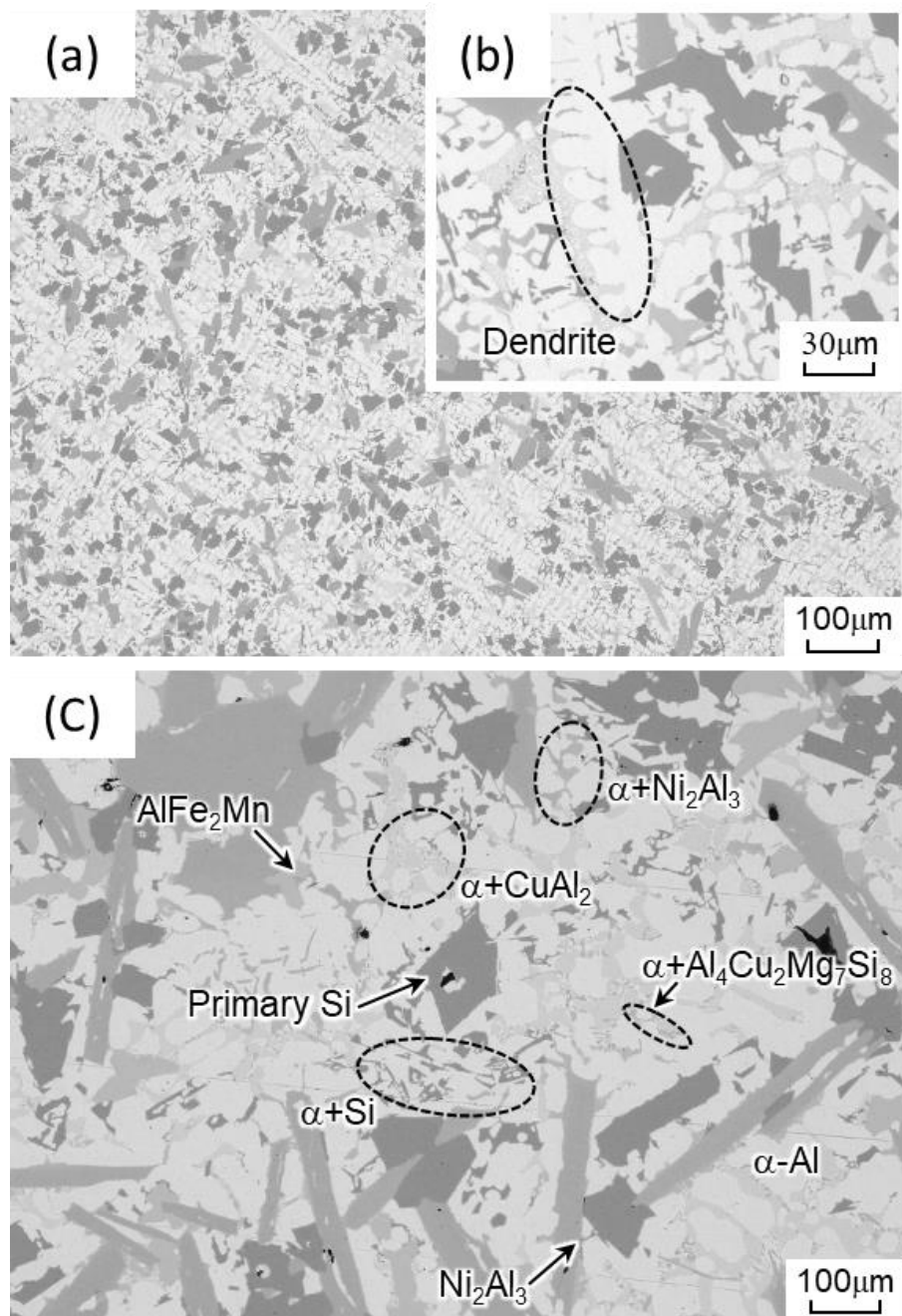


Fig.2-6 Microstructures of specimens of JIS mold specimen (a), Enlarged view of JIS mold specimen (b) and JIS B-type Y block (c).

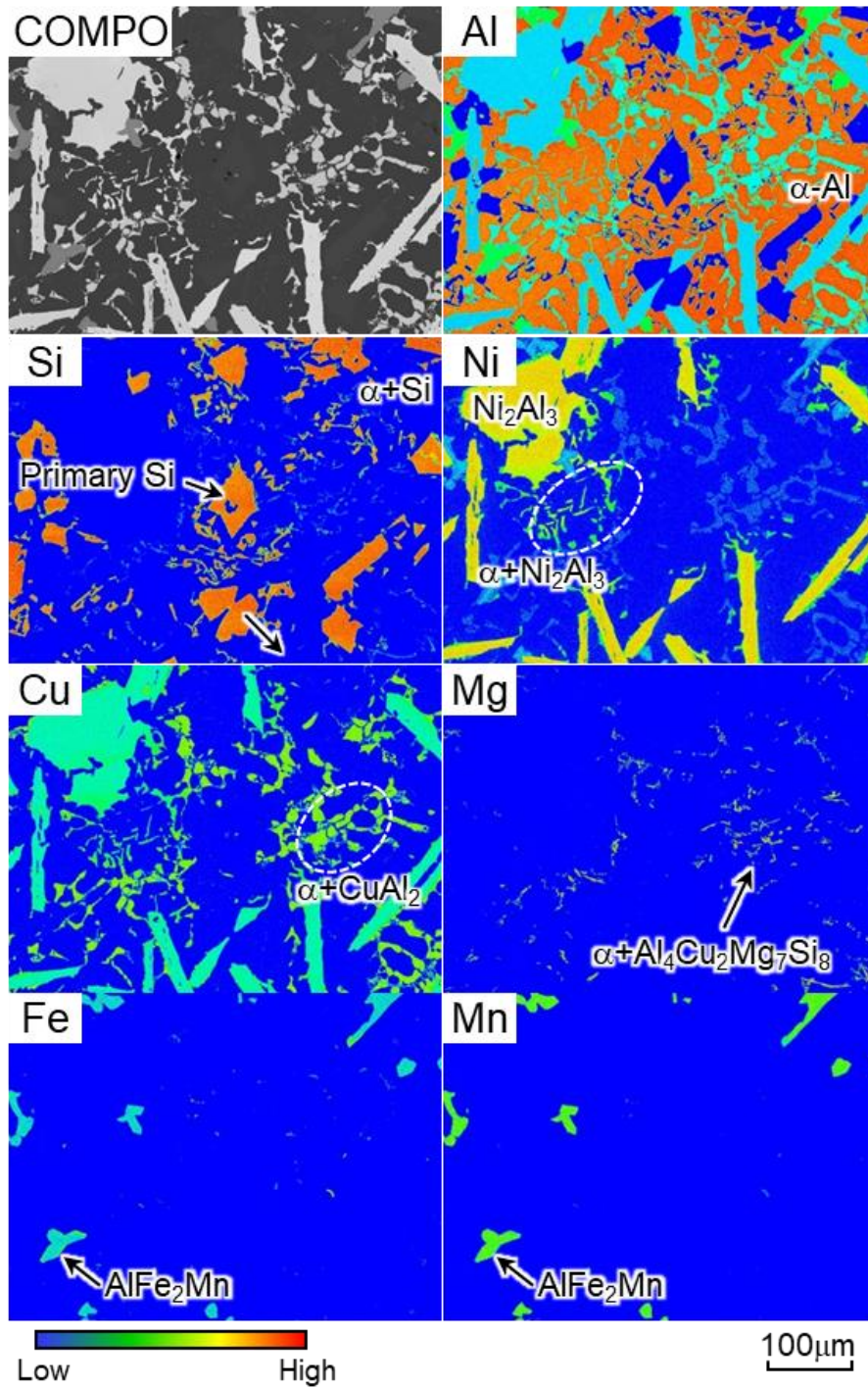


Fig.2-7 EPMA mapping analysis on solidification structure of high-stiffness Al-Si-Ni-Cu-Mg cast alloy.

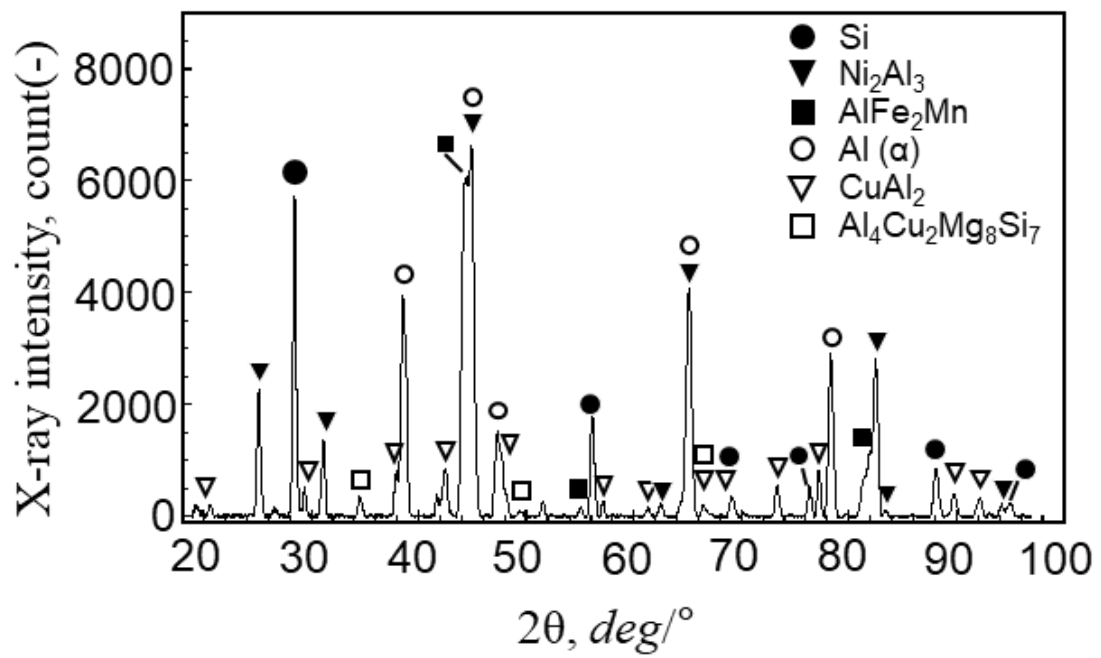


Fig.2-8 X-ray diffraction pattern of high-stiffness Al-Si-Ni-Cu-Mg cast alloy.

#### 2.4.2 急冷実験による凝固機構の解析

Table2-2 に示す本合金の凝固過程を調査するにあたり、Fig.2-5 に示す環状セラミック電気抵抗炉を用いて取得した、熔融状態から10K/min で冷却した時の熱分析曲線を Fig.2-9(a)に示す。また、Fig.2-9(a)から各点において時間で微分した曲線を Fig.2-9(b)に示す。(b)よりこの熱分析曲線の最初の変曲点は933K、最後の変曲点は約770Kで確認される。変曲点の温度では何らかの凝固反応が生じたと想定されるため、本合金の凝固は、933Kで開始し、約770Kで完了する。この冷却曲線において、凝固開始から完了までの933K~770K間に7つの変曲点が認められ、本合金は凝固完了までに少なくとも7種の凝固反応が生じたと考えられる。これらの変曲点温度での凝固反応で晶出した相を調査するため、Fig.2-9(a)に示すように各変曲点の直後の温度A~Eから、再溶解した本合金を保持したるつぼごと水中に急冷した試料を作製し、その組織を観察した。

Fig.2-9の各変曲点で新たに生じたと判断される組織を観察するため温度A~Eで急冷した試料の組織観察を行った結果を Fig.2-10 に示す。温度A(913K)で急冷した試料では四角形などの塊状Siだけが大きな組織を呈し、他は非常に微細な組織である。この微細組織は融液の急冷凝固によって生じた組織と考えられることから、933Kの変曲点で晶出し始めた相は初晶Siであると判断される。したがって、本合金の初晶開始温度は約933Kであり、JISに規定される合金の中でも剛性の高いAC9A合金の初晶開始温度の約1000Kと比較すると、本合金の初晶開始温度は約70K低いため铸造性に優れる。温度B(863K)での急冷試料には温度Aの組織でも確認された初晶Siの他に棒状のNi<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>にCuが固溶した相が認められ、これはFig.2-9の変曲点(2)の898Kから晶出し始めた相と考えられる。EPMAのマッピング分析でも示したように初晶Siは他の元素をほとんど固溶しないので、その成長時には周囲の融液にNiやAlなどの元素等を排出し、これら元素の濃化層が生成してNi<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>の生成を促す可能性がある。Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>は立体的には板状と

考えられ、Fig.2-6 に示すような組織観察を行った検鏡面ではその一断面を観察していることになるが、初晶 Si と接する  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相は極めて少ないことから、初晶 Si は  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  に対して核生成作用は有していないと考えられる。したがって、変曲点(2)の 898K からは  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  が成長し、その変態は  $\text{L(液相)}+\text{Si}\rightarrow\text{Si}+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の包共晶反応とみなされるが、同時に初晶 Si 相も成長し続けており、見かけ上  $\text{L(液相)}\rightarrow\text{Si}+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶反応になっている。この時、晶出している Si と  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  はいずれもファセット状成長しているが、ファセット相同士の共晶成長は分離型で互いに独立して成長することが知られており、 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  は初晶的に成長したと考えられる。以下、この分離型で共晶成長した  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  を初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  と称する。これは、Fig.2-10B 内の矢印 ( $\Rightarrow$ ) でも示したが、初晶 Si と板状成長する  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の両相が接触したまま成長し続けたと判断される組織が生じていることから分離型の共晶成長と思われる。温度 C (803K) からの急冷試料には、Fig.2-6 や Fig.2-7 の Fe および Mn の特性 X 線像に見られた粗大な  $\text{AlFe}_2\text{Mn}$  相が観察された。一方でこの  $\text{AlFe}_2\text{Mn}$  相は温度 B からの急冷試料には存在しないことから、この相は点 BC 間の変曲点(3)837K で晶出したと考えられる。

また、温度 C (803K) からの急冷試料の初晶 Si の一部を EPMA 線分析した結果を Fig.2-11 に示す。Fig.2-11(a)は線分析を行った視野、Fig.2-11(b)は線(b)部における Si の X 線強度を示している。これより初晶 Si の周囲には、デンドライト状に発達した  $\text{Al}(\alpha)$ 相および少量の  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶が晶出しているおり、Fig.2-11(a)の破線の円で示すように、初晶 Si から直接成長したと考えられる小さな突出した Si が認められ、これは初晶 Si を核として成長した  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶と考えられる。同様に初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  から直接成長した共晶  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  と考えられる組織部を EPMA 線分析した結果を Fig.2-12 に示す。Fig.2-12(a)は線分析を行った視野、Fig.2-12(b)は線(b)部における Ni と Cu の X 線強度を示している。初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  から直接成長したと考えられる小さな突出した  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  が認められる。共晶  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の合金濃度は初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  結晶から離れるにつれて Ni は減少し、Cu と Al は増加している。これら初晶

Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  から直接成長した Si および  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  は極めて少なく, Fig.2-9 の温度 D (791K) での急冷組織からも明らかに  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶,  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶の大部は融液内でセル状に成長している. これは, 初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  はともに共晶に対する核生成作用がほとんど無く, 過冷により  $\text{Al}(\alpha)$ 相がハローおよびデンドライト状に発達したことを示唆している. このような  $\text{Al}(\alpha)$ のデンドライト組織は Fig.2-6 より金型鑄造材, B 号 Y ブロック砂型鑄造材のどちらにも認められた. 続いて, 温度 D (791K) で急冷した試料の組織では  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶の生成量が増しており, また温度 E (772K) 急冷した試料の組織では新たに  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶,  $\text{Al}(\alpha) + \text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶が生じている. これらの共晶はそれぞれ E 直前の 2 つの変曲点 (6)779K, (7)772K で新たに晶出した相だと考えられる. 以上のことから, Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金の凝固は, 933K で初晶 Si, 898K で初晶的な  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , 837K で初晶的な  $\text{AlFe}_2\text{Mn}$  で晶出し, その後 805K で  $\text{Al}(\alpha)$ および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶, 801K で  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶, 779K では  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶, 772K で  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶の順に進行したと考えられる.

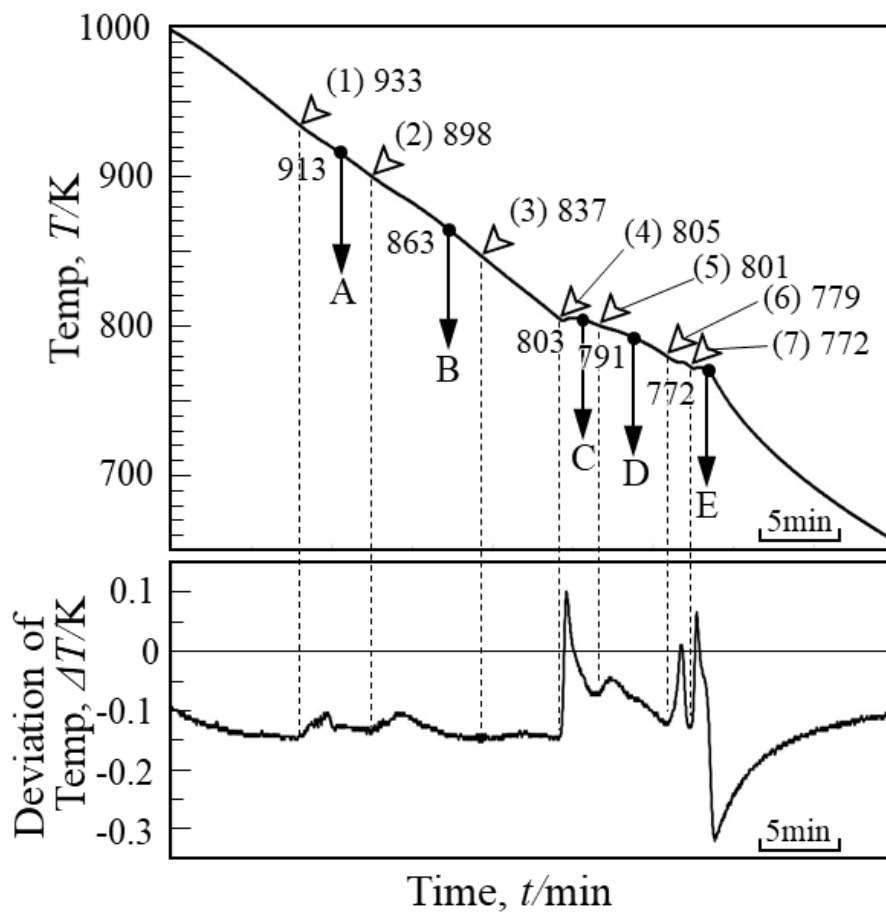


Fig.2-9 Thermal analysis curve (a) and deviation of temperature by time (b). (cooling rate:10K/min)

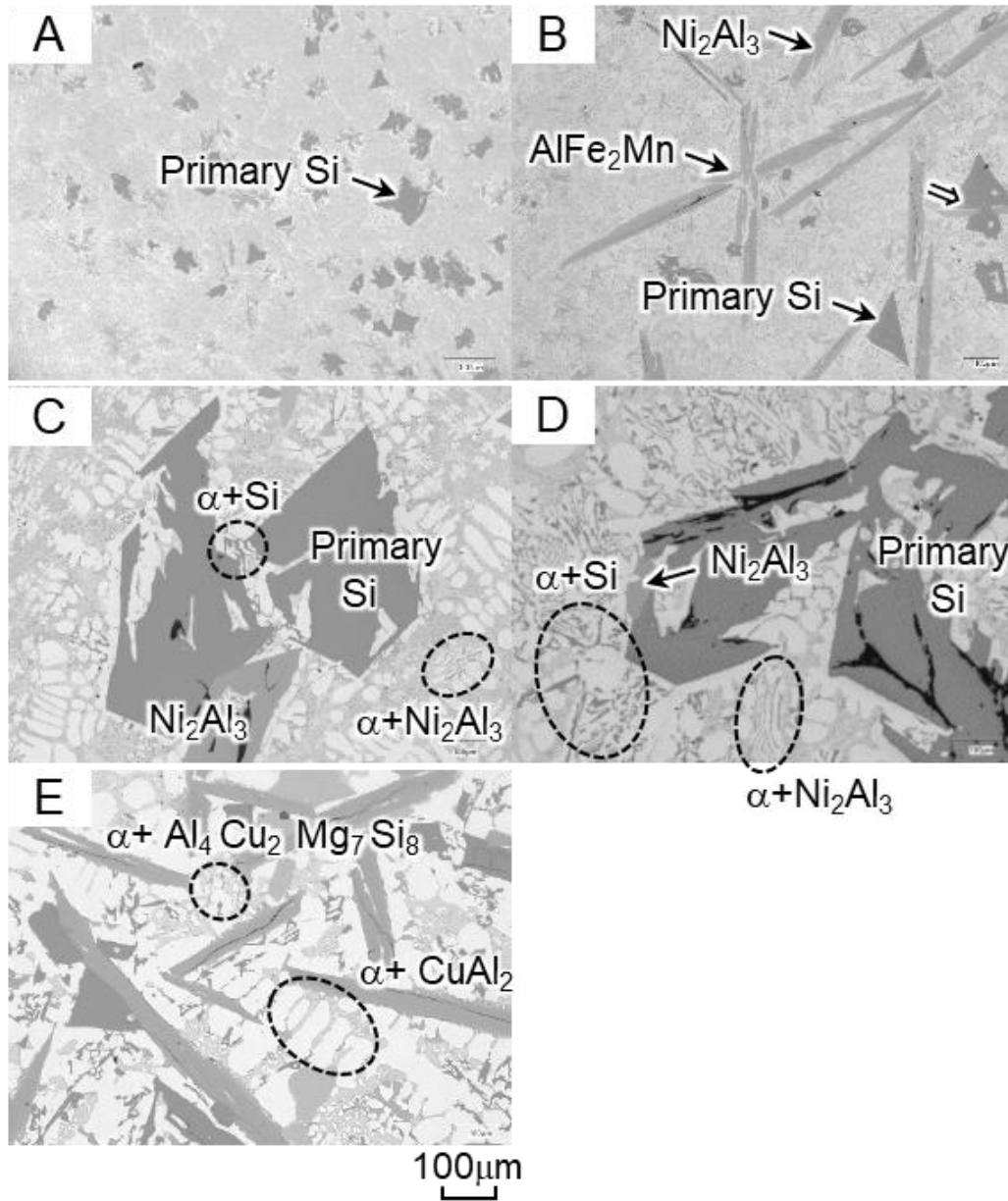


Fig.2-10 Microstructures of the specimens quenched at critical stages of solidification at A to E in Fig.2-9.

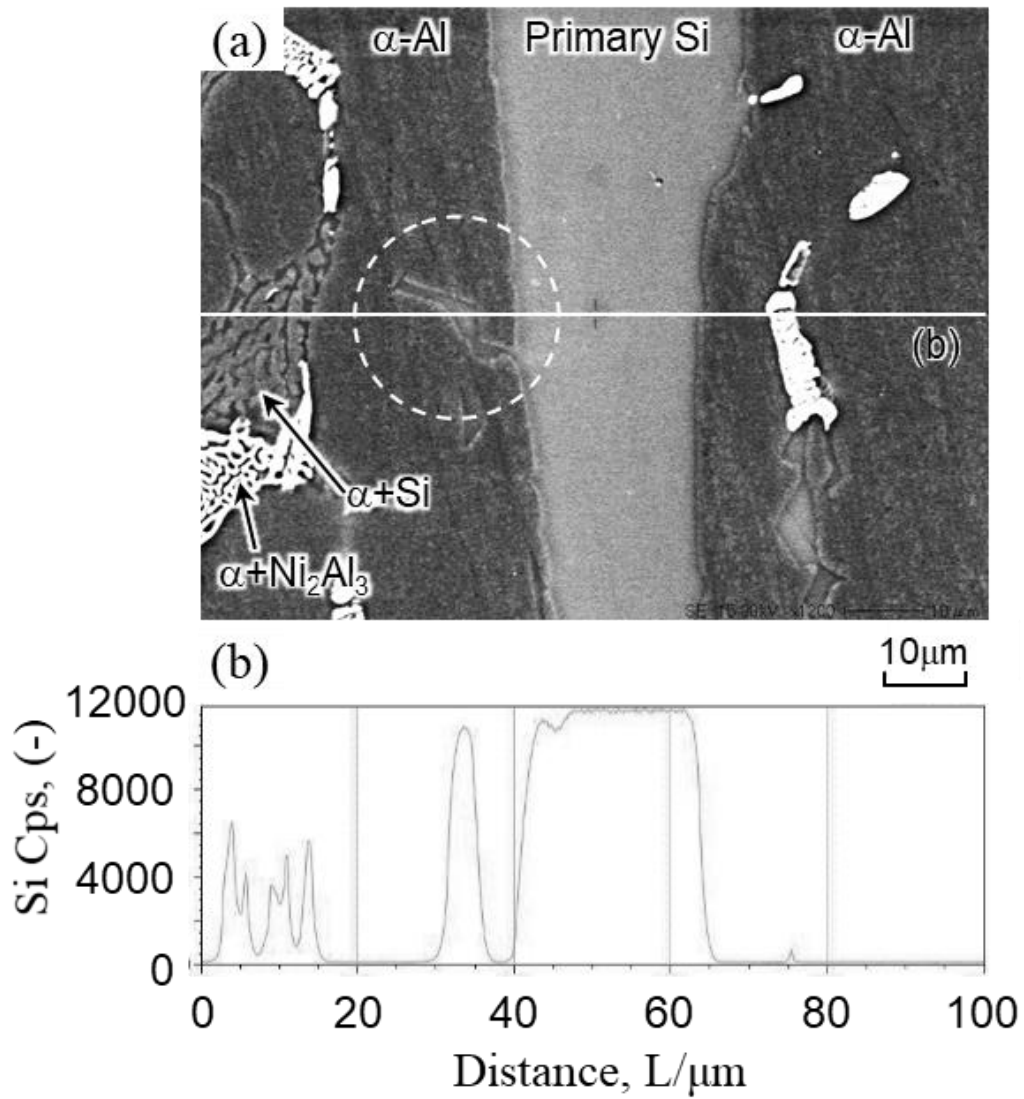


Fig.2-11 EPMA line analysis across primary Si and eutectic Si of specimen quenched at point C in Fig.2-9.

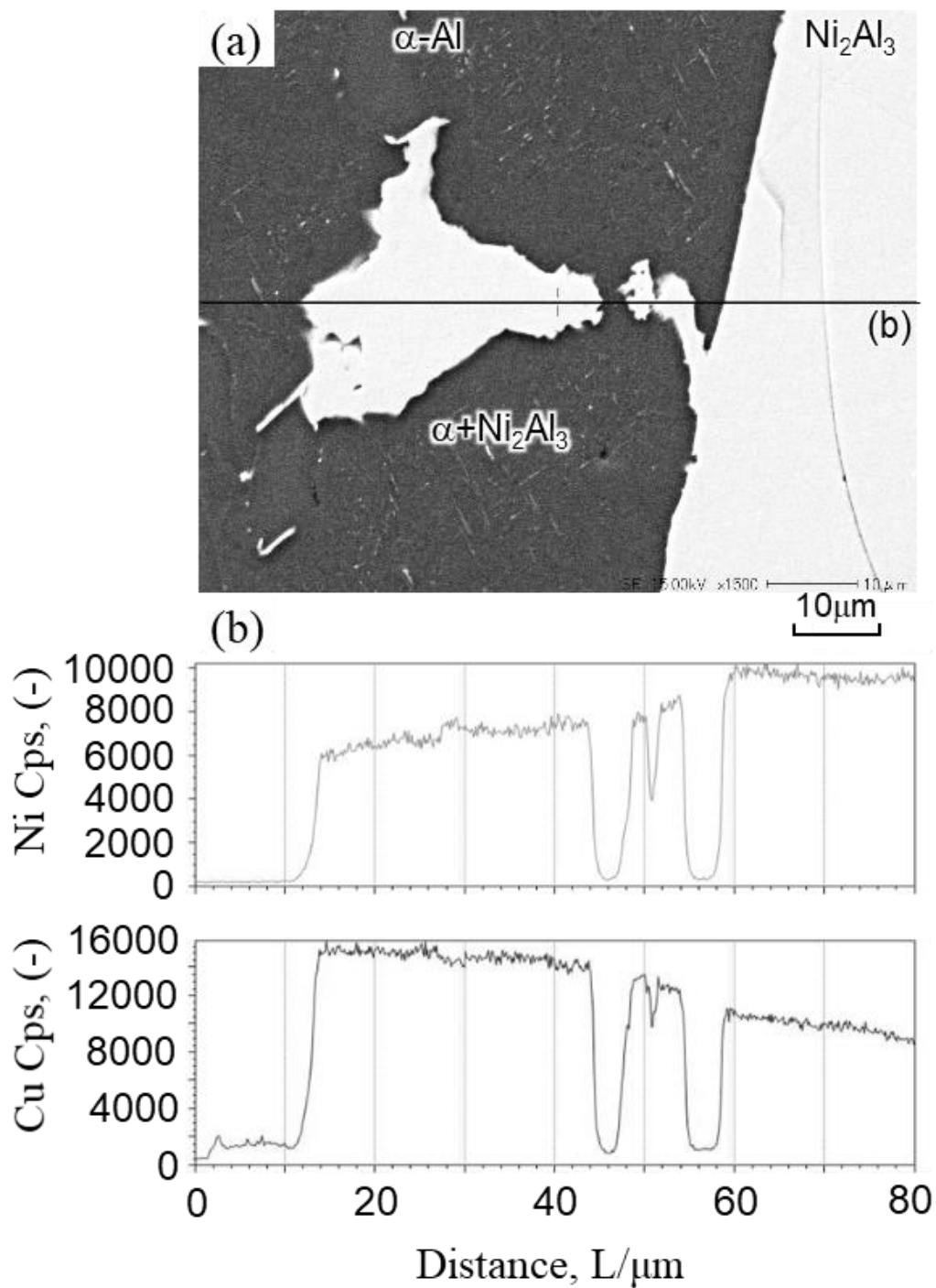


Fig.2-12 EPMA line analysis across primary-like and eutectic  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  in specimen quenched at point C in Fig.2-9.

### 2.4.3 凝固シミュレーションとの比較

本合金組成の凝固過程をより理解するために、まず、各平衡相の体積割合と温度の関係を Thermo-Calc で計算した。合金の組成は Table 2-2 の値を用いた。その結果を Fig. 2-13 に示す。高温から冷却したとき順に新たに現れる固相の種類と量の変化から、本合金では最初に 933K で初晶 Si が晶出し、温度が下がり凝固が進行するにつれ Si の体積割合も上昇している。次に 898K で初晶的な  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  が生成しつつも Si の体積割合も上昇している。続いて 875K から  $\text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{Fe},\text{Mn})_4$  が微量だが晶出している。さらに、共晶凝固が開始したと考えられる 819K では、 $\text{Al}(\alpha)$ 相、Si 相および  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相が同時かつ急激に体積が増加しており、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶組織がほぼ同時に晶出を開始したと考えられる。また、819K からの  $\text{Al}(\alpha)$ 相の増加量は Si および  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の上昇量より著しく大きいことから、共晶組織に占める  $\text{Al}(\alpha)$ 相の割合が大きいと判断される。Fig. 2-9 と Fig. 2-10 に示した実際の凝固過程と比較すると、初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の晶出温度はおおよそ一致しているが、初晶的 Al-Fe-Mn 系の化合物相は実際の凝固組織は Si をほとんど含んでおらず組成および晶出温度が若干異なる。共晶反応に関して、まず  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶がほぼ同時に晶出することは一致するが、Thermo-Calc による共晶開始温度の予測値は実際の凝固温度である 803K と比較すると約 15K 高い。実際の凝固で上記共晶とほぼ同時に晶出したデンドライト状  $\alpha$  相は、非平衡凝固現象によるもので、Thermo-Calc ではその晶出を予測できない。Fig. 2-13 の破線はデータベースに含まれる相を全て用いて計算した結果を示しており、816K から  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  が晶出する結果となっている。 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の量が減少していることから、 $\text{L}+\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{Al}(\alpha)+\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  の包共晶反応が生じることを示唆しているが、実際の凝固では  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  の晶出は見られないため、この包共晶反応は生じなかったと判断される。したがって、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  は生成しないとして構成相から除外して計算し、その結果を実線で示したが、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶がそのまま成長し続ける

ことになり，実際と合致する．また，共晶反応後期において，平衡計算では  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$  の晶出が示されているが，実際の凝固では  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶の順に晶出していた． $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$  と  $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  は構造式がやや異なるが，ほぼ同等の相とみなせる．なお，Thermo-Calc で平衡計算したときの初晶 Si 相および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の体積割合はそれぞれ 9% および 11% であり，Fig.2-6 で示した B 号 Y ブロック砂型鑄造試料の組織から評価したそれぞれの面積割合 13.7% および 12.9% に近い値になっている．

Thermo-Calc には，次式で示される固相内を無拡散とし，液相中の各元素は速やかに拡散する完全混合状態であると仮定した Scheil の式を，CALPHAD 法と組み合わせることにより，温度および組成依存する多元系の分配係数を考慮して融液の濃度変化を計算する Scheil-Gulliver モデル<sup>13)</sup>が内蔵されているので，融液の濃度変化に応じて晶出する相を求めることができる．

$$C_L^* = C_0(1 - fs)^{(k_0-1)} \quad (2.1)$$

$$C_S^* = k_0 C_L^* = C_0(1 - fs)^{(k_0-1)} \quad (2.2)$$

$$fs = 1 - \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right)^{\frac{1}{k_0-1}} \quad (2.3)$$

ただし， $C_L^*$ ， $C_S^*$ はそれぞれデンドライト界面の液相濃度および固相濃度， $C_0$ は初期組成， $fs$ は固相率， $k_0$ は平行分配係数， $T_L$ および  $T_f$ はそれぞれ平衡状態の液相線温度および固相線温度である．そこで，Scheil-Gulliver モデルにより温度と固相の体積分率の関係を算出した．その結果を Fig.2-14 に示す．平衡計算とは異なり約 795K で  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$ ，約 780K で  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$  相が晶出しており，これは実際の凝固現象と一致している．このことから，凝固後半で生ずるこれらの共晶組織は凝固進行に伴う液相内の溶質元素の濃化により生ずるも

のと考えられる．そこで，Scheil-Gulliver モデルに基づき凝固の進行に伴う残液中の各元素の濃度変化を計算し，その結果を **Fig.2-15** に示した．933K で Si が晶出するとともに，Si 濃度が減少している．さらに，898K では  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の生成に伴い，Ni がやや減少する．819K では， $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶の晶出に伴って残液の Ni 濃度は急激に減少するとともに，Cu 濃度は大きくしく上昇しており，Fig.2-12 の共晶  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  内の Ni 濃度は  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相から離れるほど低下し，Cu は増加することと良く対応している．さらに，この残液の合金濃度変化が  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶凝固後に  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶の生成を促進したと考えられる．

最後に，凝固組織の形成過程をより明確にするために，Table2-2 に示す Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金の共晶組織のみとなるような試料を作製した．Thermo-Calc による計算結果から  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶が晶出開始する時の融液の組成は Mg, Fe, Mn などの元素を除き，Al-8.8%Si-2.3%Ni-13.0%Cu と判断し，その組成の合金を溶製して B 号 Y ブロック砂型に鑄造した．その試料のマイクロ組織を **Fig.2-16** に示す．粗大な初晶 Si 相および初晶的に生成する  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相は観察されず，若干の初晶  $\text{Al}(\alpha)$  相が認められるものの，凝固組織はほぼ共晶組織だけで構成されており，高剛性実験試料に見られたデンドライト  $\text{Al}(\alpha)$  組織の生成が初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の晶出に起因していることを示唆していると考えられた．

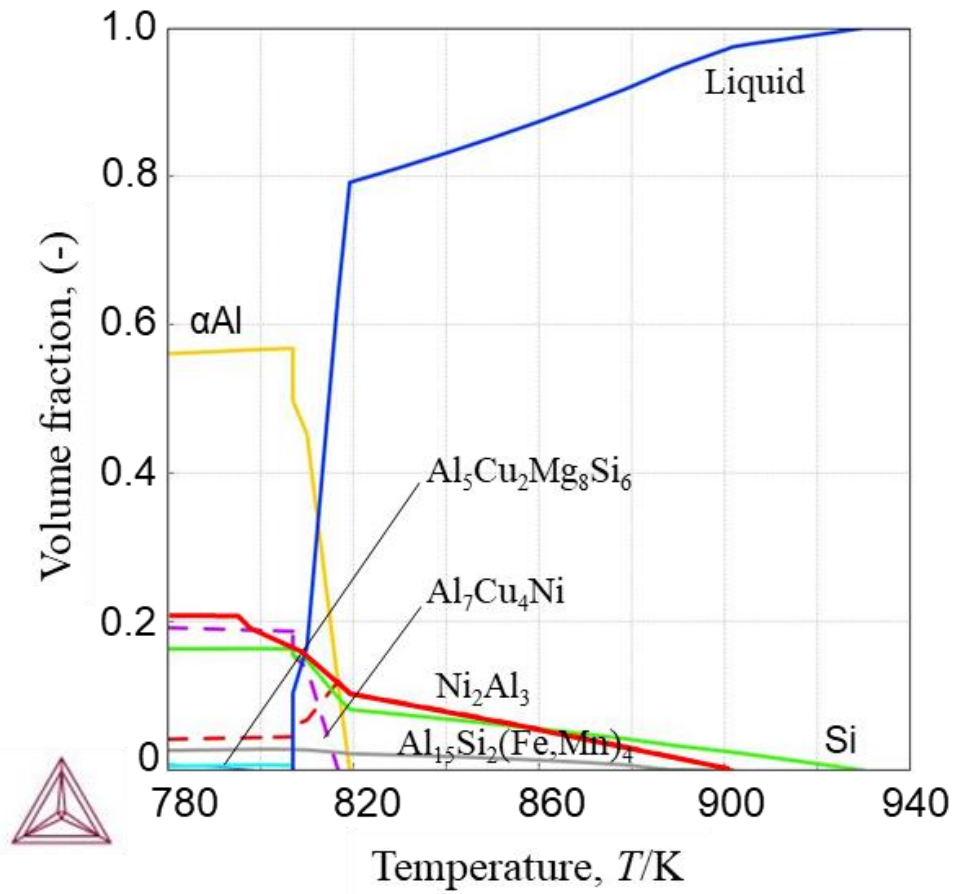


Fig.2-13 Change of volume fraction of each Solidification phase evaluated at equilibrium condition obtained using Thermo-Calc.

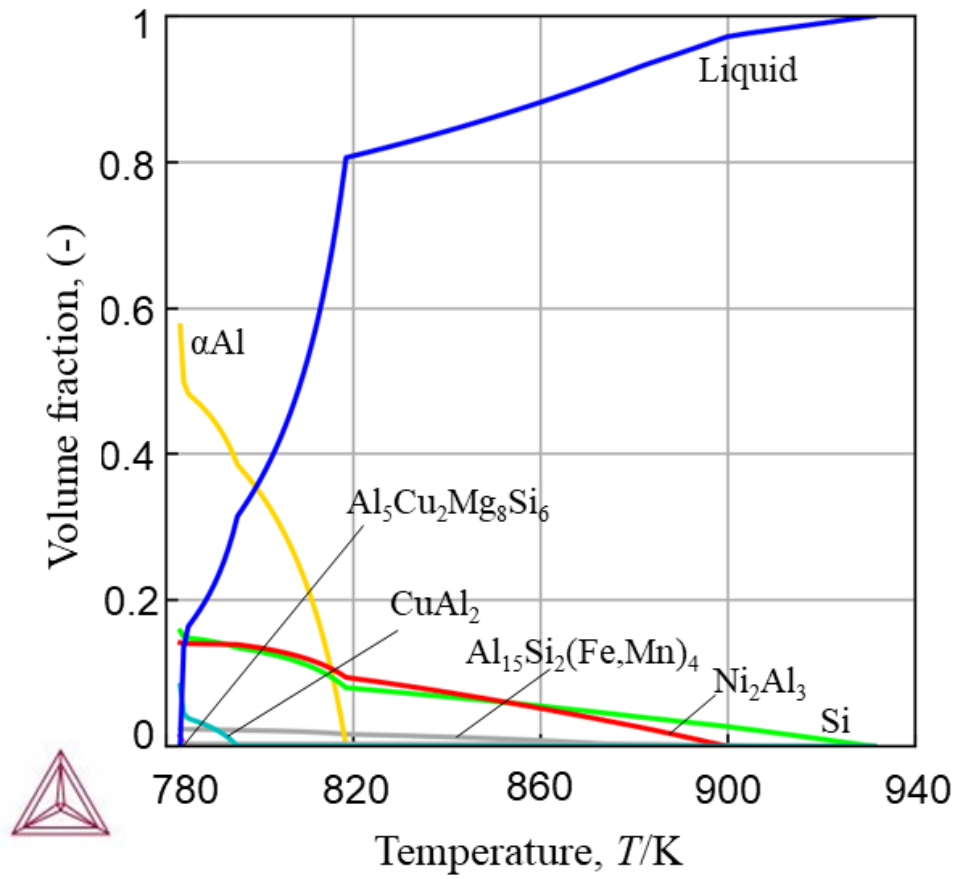


Fig.2-14 Change of volume fraction of each Solidification phase evaluated using Scheil's equation obtained using Thermo-Calc.

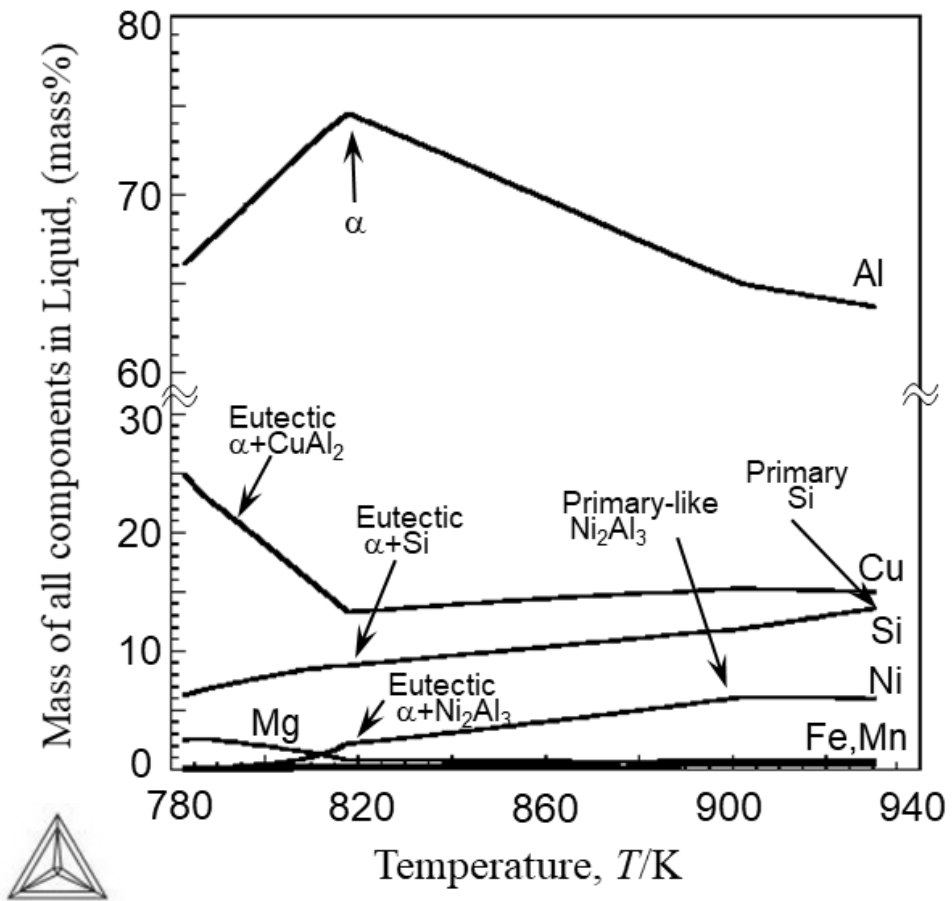


Fig.2-15 Evaluation of change in residual liquid composition during solidification by using Scheil's equation of Thermo-Calc.

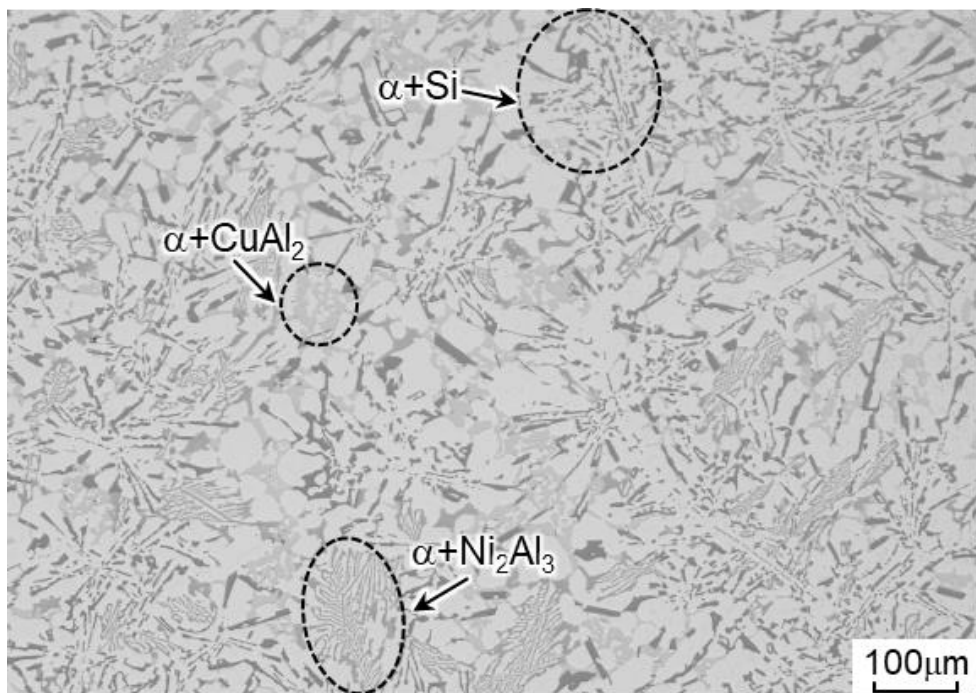


Fig.2-16 Microstructure of Al-8.8%Si-2.3%Ni-13.0%Cu eutectic alloy cast in JIS B-type Y-block.

## 2.5 結言

Si, Ni, Cu を系統的に変化させた試作および、その結果得られた開発合金の凝固実験から次のことが明らかになった。

- (1) Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金が片状黒鉛鑄鉄と同等の 100GPa 以上のヤング率を持つことを見出し、高剛性アルミニウム鑄造合金の開発に成功した。
- (2) Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金の凝固は、初晶 Si が 933K で晶出開始し、次いで初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相および初晶的  $\text{AlFe}_2\text{Mn}$  相が晶出した。このとき、初晶 Si および板状  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の面積率はそれぞれ 13.7% および 12.9% であった。803K から共晶凝固が開始し  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶、 $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶の順で進行し、772K で凝固完了した。
- (3) 初晶 Si 相および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の周囲に  $\alpha$  相のハローが生じ、デンドライト状の  $\text{Al}(\alpha)$  が生成した。これは、初晶 Si 相および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相がいずれも共晶核生成作用をほとんど有していないためと考えられる。
- (4) Thermo-Calc により評価した Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金の凝固過程は、実験結果と比較すると、初晶 Si 相および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の晶出温度は一致しており、共晶反応初期に  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶が晶出することも一致するが、共晶開始温度は実際凝固温度よりも約 15K 高かった。また、共晶とほぼ同時に晶出したデンドラ

イト状の  $\text{Al}(\alpha)$  は Thermo-Calc による凝固解析では予測できなかったが、これは本合金の共晶凝固が非平衡凝固であるためと考えられる。

(5) Thermo-Calc の Scheil-Gulliver モデルを用いて計算した凝固中残液の合金濃度変化は、凝固後半に生成する結晶化過程を予測でき、実験と同様の凝固組織を予測することができる。

## 参考文献

- 1) 日本工作機械工業会編：工作機械の設計学（基礎編）（日本工作機械工業会）(1998) 26
- 2) 妹尾 允史，西村 融，近藤 巖，宮下 知久：日本機械学会論文集 A編 51 (1985) 184
- 3) B.Sundman, B.Jansson and J.-O.Andersson: CALPHAD 9 (1985) 153
- 4) K.S. Dunnetta, R.M. Muellera, and D.P. Bishop: journal of materials processing technology, 198 (2008) 31
- 5) 織田 和宏：鑄造工学講演概要集 158 (2011) 117
- 6) 堀 茂徳，多々 静夫：軽金属 33 (1983) 283
- 7) 塩田 正彦，織田 和宏，惣田 裕司，小林 郁夫，岸本 幸宏：鑄造工学 93 (2021) 199
- 8) 神尾 彰彦，手塚 裕康，熊野 正彦，高橋 恒夫：鑄物 51 (1979) 408
- 9) 梅谷 拓郎，武谷 洸希，洲河 優作：鑄造工学 96 (2024) 434
- 10) JIS Z 5502
- 11) JIS H 5202
- 12) JIS Z 2241
- 13) 木島 秀弥：鑄造工学 86 (2014) 951

## 第3章 高剛性アルミニウム鑄造合金の硬さに及ぼす熱処理特性の影響

### 3.1 緒論

一般的に Al-Cu, Al-Si-Mg, Al-Zn-Mg 系などのアルミニウム合金の多くは時効による機械的性質向上が図られる<sup>1)</sup>。時効析出のための熱処理は次のような操作で行われる。

- ① 溶体化処理：鑄造材を 800K (527°C) 前後の高温に加熱し、鑄造時の偏析を無くして均一にすると同時に、晶出相や析出相を母相に十分に溶かし込んで急冷し過飽和固溶体を得る。
- ② 時効硬化処理：溶体化処理の後、440K (167°C) 前後の比較的低温に再度加熱、保持し、析出を促す。

Al-Cu 系合金の析出物は  $\text{CuAl}_2$  化合物、Al-Cu-Mg 系合金では析出相は  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  化合物、Al-Si-Mg 系合金では  $\text{Mg}_2\text{Si}$  化合物であり、熱処理に伴う析出の過程は、

**過飽和固溶体 → GPゾーン → 中間相 → 安定相**

となる。析出過程の途中段階である GP ゾーン、中間相の析出状態のとき、結晶格子のひずみが大きくなり硬化する<sup>2,3)</sup>。第2章で示したように、開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金は Cu および Mg を含み、 $\text{CuAl}_2$  相および  $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  相を共晶相として晶出することから、時効硬化が考えられる。しかし、本合金系のように過共晶で多くの金属間化合物が分布した凝固組織の熱処理特性については研究が少なく、開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金ではほとんど報告は見られない。基礎的な知見を得るためには、まずはマトリクスの時効特性を明確にしたうえで、晶出した Si 相や  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相などの金属間化合物の影響を評価する必要がある。そこで本研究では、開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金の初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を変化させた過共晶組成試料に加え、これら合金の共晶組織に相当する組織で構成される共晶組成

試料, さらに共晶組織もなくマトリクスのみとなるような基地 Al( $\alpha$ )相に相当する組成の試料を作製し, それぞれ T6 および T5 処理を行い, 硬さの変化を調査し, 時効硬化に及ぼす Si 相や Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相などの金属間化合物相の影響を調査した.

### 3.2 実験試料および方法

実験試料は, 市販の AC4CH および純度 99.9% の工業用純アルミニウムを主原料として, 純度 99.5% 以上のシリコン, ニッケル, 銅, 鉄およびマンガンをもとの組成に配合して作製した. ガス燃焼溶解炉を用いて原材料を 1033 K で溶解した後, Ar ガスを吹き込んで回転脱ガス処理を実施し, 473 K に予熱した金型<sup>4)</sup>に鑄造した. 得られた試料の化学組成を **Table 3-1** に示す. 試料 A~C は初晶として晶出する Si 相および Ni や Cu を含む金属間化合物相の量が系統的に変化するよう成分調整し, AC4CH を主原料として溶製した. これらに対し, 試料 D は予備実験の結果および統合型熱力学計算ソフトウェア (Thermo-Calc<sup>5)</sup>) により, TCAL8 データベースを用いて解析した結果に基づいて試料 A~C の共晶組織となるように合金成分を調整した試料である. さらに試料 E は, 後述する溶体化処理温度 753K で試料 C の基地組織 (初晶  $\alpha$  相) になるように合金組成を Thermo-Calc を用いて決定したものであり, 試料 D, E とともに純アルミを主原料として溶製した.

熱処理実験には, **Table 3-1** の各鑄造材から切り出した  $\phi$ 20mm, 厚さ 15mm の試験片を用いた. まず T6 処理実験として, 753K で 480min 保持後, 水中焼入れして溶体化処理を行い, 473K で 30~14400min の種々の時間保持して時効処理を施した. なお, 実際の鑄物製品では複雑・大型形状品などは, T6 で必須の溶体化処理は困難で, 形状および材質の安定化を目的として T5 処理を施すことが多い. そこで, 本研究でも T6 処理実験でピーク時効に近かった 473K, 240min で T5 処理し, 炉冷した試料も作製した. 各熱処理試験片を鏡面研磨しマイクロビッカ

ース硬度計を用いて Al( $\alpha$ )基地の硬度測定を試みたところ、A～D 試料には硬質な種々の金属間化合物が細かく分散分布しており、その影響を受けて測定値がばらついた。したがって、本実験ではブリネル硬さ試験機（UH-300kNC，島津製作所製）を用いて母相と晶出した金属間化合物相を含む広範囲に圧痕を打ち込み平均硬さを測定した。

Table 3-1 Chemical compositions of experimental Al-Si-Ni-Cu-Mg cast Alloy

	mass%						
	Si	Cu	Ni	Mg	Fe	Mn	Al
A	13.1	10.1	4.2	0.5	0.4	0.6	Bal
B	13.0	13.7	5.2	0.5	0.4	0.6	Bal
C	13.9	15.2	5.9	0.5	0.4	0.6	Bal
D	9.2	13.3	2.3	-	-	-	Bal
E	0.7	0.8	0.01	-	-	-	Bal

### 3.3 実験結果および考察

#### 3.3.1 ミクロ組織に及ぼす Si, Cu, Ni の影響

金型 (JIS H 5202) に鑄造した Table 3-1 の各試料のミクロ組織を Fig.3-1 に示す. 試料 A~C は過共晶組成であり, その凝固組織にはやや濃い灰色で粗大な塊状の初晶 Si とやや薄い灰色に見え初晶的に晶出した棒状 (立体的には板状) の  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , と微量の  $\text{AlFeMn}_2$  が観察され, さらに共晶としてより微細で複雑構造の Si,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ ,  $\text{CuAl}_2$  および  $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  相が晶出している. Table 3-1 より試料 C は A より Cu や Ni が多く含まれており, 初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の面積率も多く見えた. そこで, これらの組織写真から粗大で晶出量の多い初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  を画像解析し, それぞれの相の面積率を測定した結果をまとめて Fig.3-2 に示す. 試料 A~C では Cu および Ni 量の増加により抽出された各相も多く分布しており, 初晶 Si が 8.4% から 13.7%, 初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相は 1.7% から 12.9% へ順次増加している. なお, 初晶的  $\text{AlFeMn}_2$  はいずれの試料においても 2% 以下の少量であり, 大きな差はなかった. 続いて, Fig.3-1 の試料 D は初晶デンドライト組織と共晶組織で構成されていた. 試料 D は試料 A~C の共晶組織となるように組成を調整したものであるが, Fig. 3-2 の図 D に示すように, 2.7% の初晶 Si が晶出していた. これは, 設計がわずかに過共晶側にずれたためと考えられた. また, 過冷により  $\text{Al}(\alpha)$  相が初晶 Si のハローおよびデンドライト状に発達した組織となったと思われた. この凝固組織においても,  $\alpha$  相に微細な硬質相 (共晶 Si と共晶の金属間化合物) が分布した組織と考えられるので, Fig.3-3 のように画像処理ソフトにより二値化して共晶の Si と金属間化合物相の総量を測定した結果, 面積割合で 34% であった. そこで, Thermo-Calc の Scheil-Gulliver モデルを使用して試料 D の組成について凝固解析し, 各温度における各相の晶出量の変化を求めた結果を Fig.3-4 に示す. 高温から低温に冷却されるに伴い, わずかに初晶 Si が晶出するが, 約 720K 近傍から  $\alpha$  相とともに Si,

Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, CuAl<sub>2</sub>が晶出している. 各相の体積率はそれぞれ 10vol%, 10vol% および 6vol%となり, 共晶凝固によって晶出する Si および金属間化合物相量は合計約 26%となっている. 試料 A~C は Thermo-Calc を用いて共晶組成試料 D をベースとして初晶 Si や Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> の量を調整した組成に調整している. 初晶 Si および初晶的金属間化合物相を除いた共晶組織にはハローおよびデンドライト状 Al( $\alpha$ )相が生じていて D の組織と類似している. したがって, 試料 A~C の共晶部の Si および金属間化合物の効果の検討においては, 共晶組成試料 D の実測値である面積率 34%を用いた. なお, Fig.3-1 の試料 E は Si 相や金属間化合物相が全く存在しない母相 Al( $\alpha$ )のみの組織となっている. Fig.3-1 の図 E に示す画像解析でも, 初晶および共晶は観察されなかった. すなわち設計どおり初晶  $\alpha$  相のみが生成する合金組成となっていた.

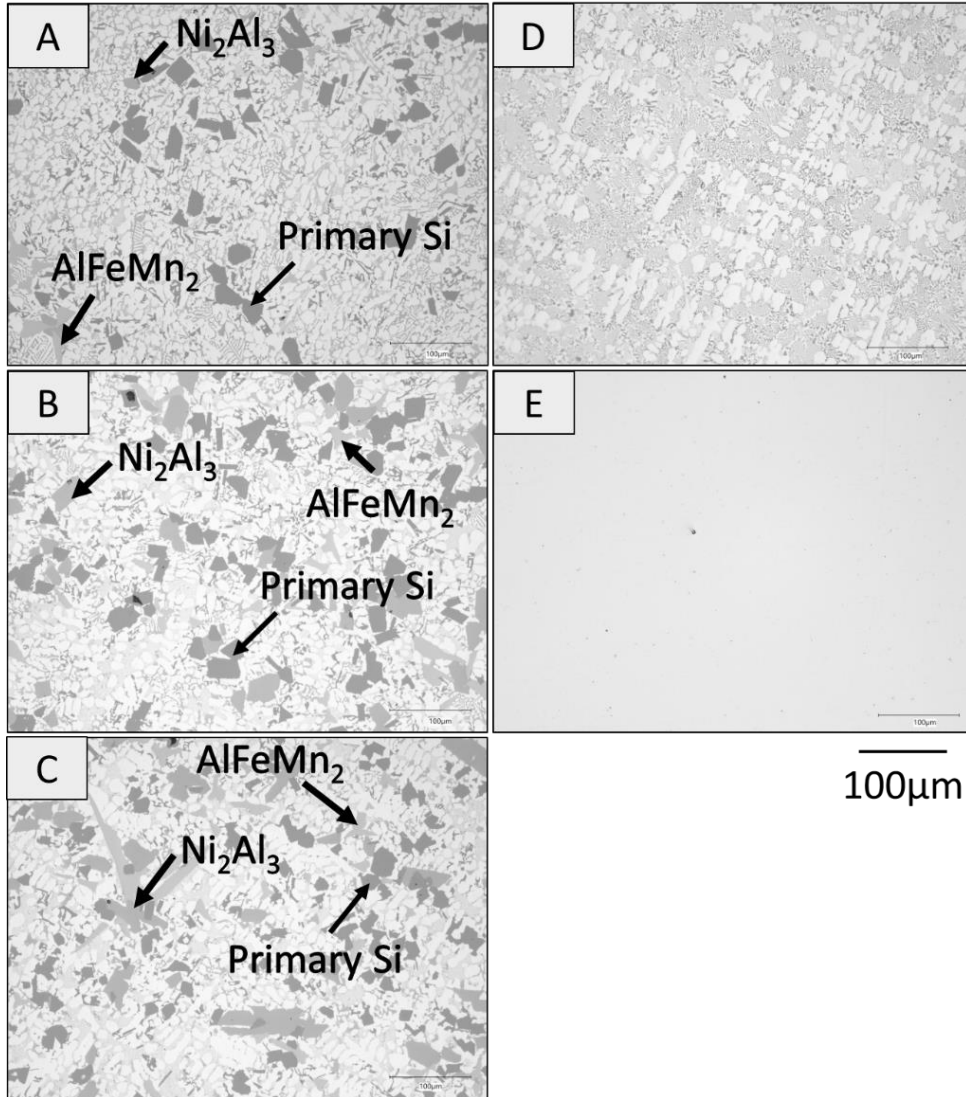
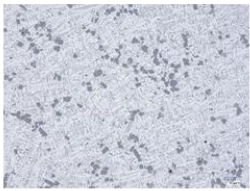








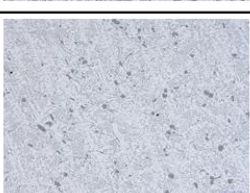
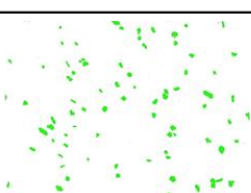
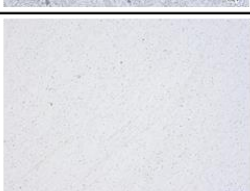


Fig.3-1 Microstructure of each specimen.

Amount of primary Si and primary like $\text{Ni}_2\text{Al}_3$	Micro structure	Primary Si	Primary like $\text{Ni}_2\text{Al}_3$
A Si : 8.4% $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ : 1.7%			
B Si : 11.8% $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ : 7.3%			
C Si : 13.7% $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ : 12.9%			
D Si : 2.7% $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ : 0%			No Primary like $\text{Ni}_2\text{Al}_3$
E Si : 0% $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ : 0%		No Primary Si	No Primary like $\text{Ni}_2\text{Al}_3$

—  
100 $\mu\text{m}$

Fig.3-2 Area fraction of primary Si and coarse  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  phase for each specimen. (Area%)

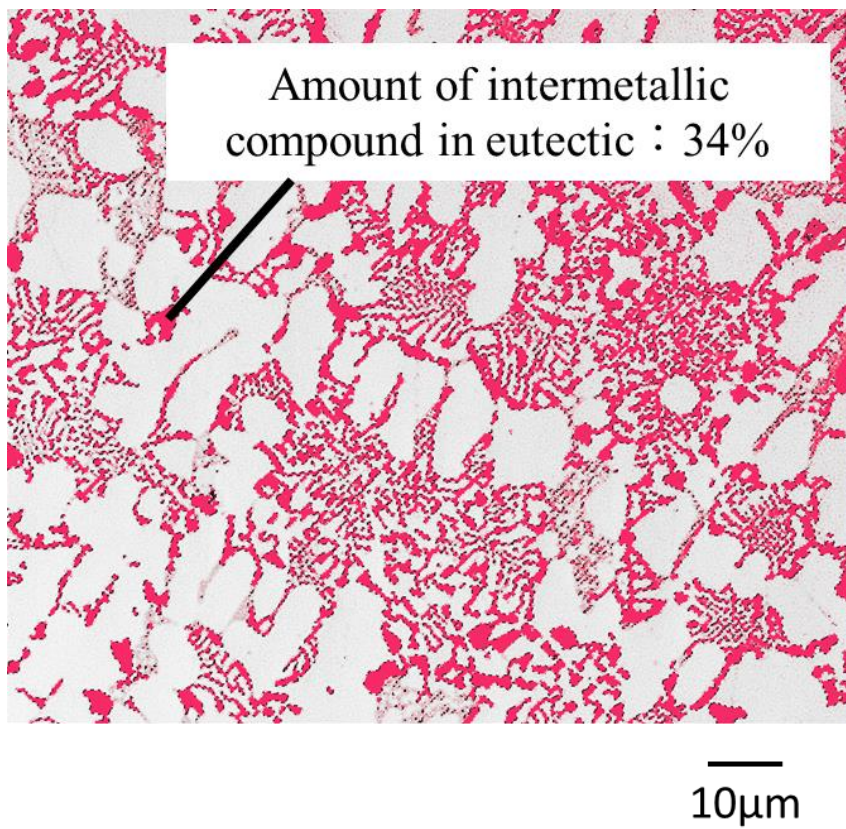


Fig.3-3 Measured area fraction of Si and intermetallic compounds in eutectic specimen D.

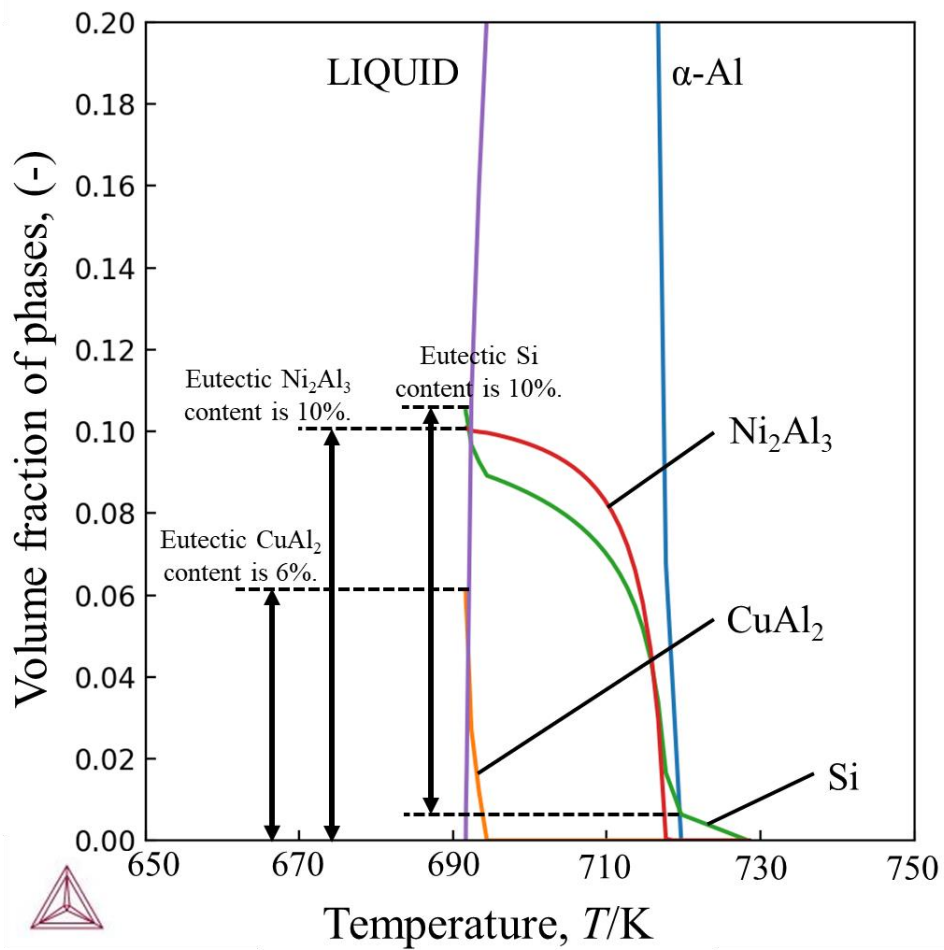


Fig.3-4 Change in volume fraction of each phase in specimen D using the Scheil-Gulliver solidification module of Thermo-Calc.

### 3.3.2 T6 熱処理時のピーク硬さに及ぼす晶出相量の影響

Table 3-1 の各試料を 753K で 480min 保持して水中急冷する溶体化処理後、473K で時効させたときの硬さ変化を Fig.3-5 に示す。溶体化処理温度および時効処理温度は、Thermo-Calc より算出した結果から設定した。試料 E は初晶  $\alpha$  相のみの試料であるが、溶体化処理直後の硬さは 32HBW であり、時効時間 60min まで一度軟化し、その後若干硬度が増して時効時間 4320min で最高硬さに達した後軟化傾向を示した。溶体化処理直後の硬さ (HBW.s) と最高硬さに到達した硬さ (HBW.max) の差を硬化量 ( $\Delta\text{HBW}=\text{HBW.max}-\text{HBW.s}$ ) とすると、試料 E の硬化量は極めて小さい。また、試料 D において、溶体化処理直後の硬さは HBW111 であり、試料 E と比較すると大きく上昇した。これは  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶などの晶出した共晶組織の影響と思われる。また、時効時間 60min から硬度が上昇し、時効時間 240min で最高硬さに達した後、軟化した。その際の硬化量は  $\Delta\text{HBW}=13$  であった。さらに、試料 A~C においては、溶体化処理直後の硬さは 156~193HBW であり試料 D, E と比較するとさらに硬さが増している。これは、共晶組織だけでなく粗大に晶出した初晶 Si や  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の影響だと考えられ、それらの晶出量が多い程、すなわち試料 A, B, C の順で硬さが高くなっている。また、試料 A~C は時効時間 60~240min で最高硬さに達した後、軟化しており、その硬化量は  $\Delta\text{HBW}=10\sim 14$  であり、共晶組織試料 D と同程度であった。

最高硬度に到達するまでの時間は、試料 E が 4320min と最も長く、試料 D では約 240min で最高硬さとなる。さらに、初晶相を含む試料 C は 120~240min、試料 B は 60~120min、試料 A は約 60min でそれぞれ最高硬さとなっており、共晶と初晶の Si および金属間化合物量の増加に伴い、最高硬度へ到達するまでの時間が短くなっている。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  合金複合材料の T6 処理においては、溶体化処理の高温からの急冷時に発生する熱応力を緩和するために  $\text{Al}_2\text{O}_3$  近傍に多量の転位が導入され、転位上に  $\theta'$  相が不均一生成することから最高硬度が増加し、最高硬度

に到達するまでの時間も短時間側に遷移することが知られている<sup>6)</sup>。  
 本合金系の T6 処理においても  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (線膨張係数:  $7.2 \times 10^{-6}/\text{K}$ ) と同様に線膨張係数が  $\text{Al}(\alpha)$  (線膨張係数:  $23.5 \times 10^{-6}/\text{K}$ ) よりもかなり小さい Si (線膨張係数:  $3.9 \times 10^{-6}/\text{K}$ ) や金属間化合物相を多量に含有するため、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  合金複合材料と同様の現象が生じたと考えられる。

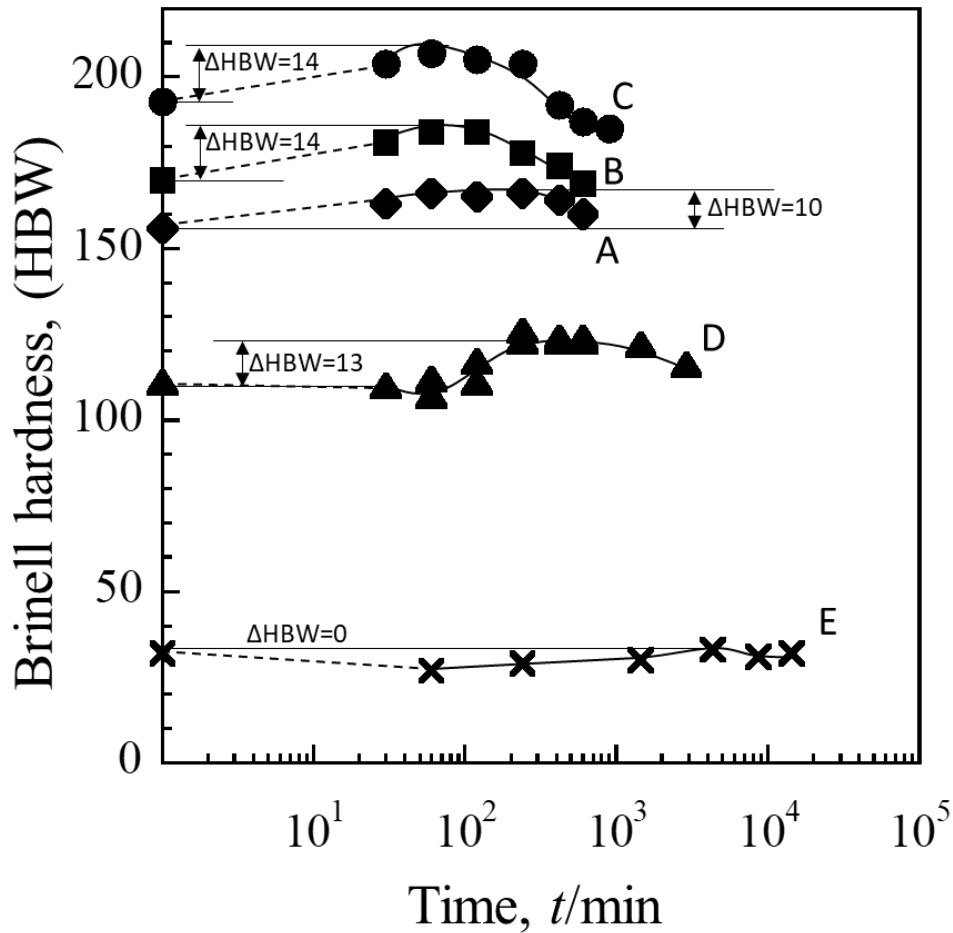


Fig.3-5 Effect of ageing time on the Brinell hardness of specimens A to E.

### 3.3.3 T5 熱処理時硬さ比較

開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金の用途は、第 1 章で示したように、産業機械分野の高速移動する部品をメインターゲットとしており、それらの部品は、複雑形状・大型製品であることも多く、T6 処理で必須の溶体化処理が困難なことも多いため、3.2 で述べたように実際の製品では T5 処理される場合も多い。A~C の試料に T5 処理を行って硬さを測定した結果を Fig.3-6 に示す。473K で 240min 保持した T5 処理試験体の硬さは T6 処理材の硬さに近く、実作業では T5 処理の選択も有効であると思われる。

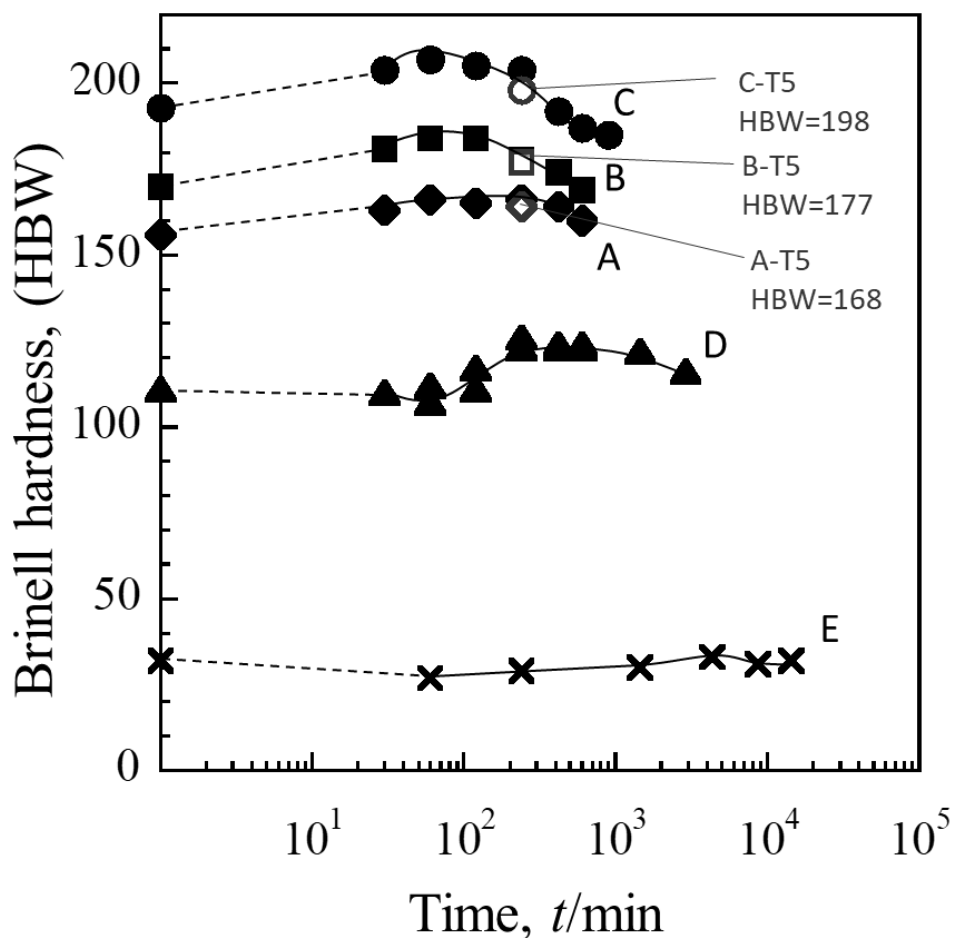


Fig.3-6 Comparison of hardness between T5 and T6 heat treatment

### 3.4 結言

開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金について時効硬化挙動を解析した。さらに、強度特性に及ぼす初晶及び共晶として晶出した Si と金属間化合物相の影響を調査した。得られた結果は以下の通りである。

(1)合金元素の Si, Ni, Cu を系統的に増加させると、初晶 Si および初晶的に晶出する  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  が順次増加しており、試料 A~C において、初晶 Si が 8.4%から 13.7%、初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相は 1.7%から 12.9%へ順次増加した。

(2)本合金系のマトリックス組織である  $\text{Al}(\alpha)$  基地の合金濃度は低く、これと同等組成の合金は溶体化処理後の硬さが 50HBW と低く、473K で時効させたときの時効硬化量も極めて小さい。しかしながら、共晶および初晶の Si と金属間化合物相の分布により溶体化処理後の硬さは 110~190HBW へ増加し、時効硬化 10~14HBW を示した。

(3) 本合金系において 473K で 240min 保持した T5 処理による時効硬化は T6 処理材の硬さに近く、実操業では T5 処理の選択も有効である。

## 参考文献

- 1) 一般社団法人 素形材センター：軽金属鋳物・ダイカストの生産技術 改訂版 (2000) 17
- 2) 梶山 正孝：非鉄金属材料（コロナ社）(1963) 156
- 3) 馬場 義雄：軽金属 30 (1980) 520
- 4) JIS H 5202
- 5) B.Sundman, B.Jansson and J.-O.Andersson: CALPHAD 9 (1985) 153
- 6) 姜 考京，來田 雅裕，水本 将之，宮原 広郁，大城 桂作：鑄造工学 71 (1999) 460

## 第4章 高剛性アルミニウム鋳造合金の剛性に及ぼす晶出相の影響

### 4.1 緒言

第2章 2.2 で述べたように、アルミ合金鋳物のヤング率は  $\alpha$ -Al 相を除いた相の体積分率と正の相関があり、その向上には Si や金属間化合物を強化相として分散・複合化することが有効であることから、本合金系は Si 相および Al-Ni, Al-Ni-Cu 系化合物相の晶出による複合的なヤング率の増加を狙って、Si, Ni, Cu 量を調整した材料である。第2章 2.3.2 で行った急冷凝固実験より、本合金の凝固は初晶 Si, 初晶的な板状  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相,  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶,  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶,  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶の順に生じ、Si 相や種々の金属間化合物相が複雑に入り組んだ組織となっている。各相がどの程度ヤング率に寄与しているか分かれば、これらの相の晶出量を調整することによって、本合金系の強度特性を制御することができると考えられる。

そこで、第3章での供試材と同様に Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金の初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を変化させた過共晶組成試料に加え、これら合金の共晶部に相当する組織で構成される共晶組成試料、さらに共晶組織もなくマトリクスのみとなるような基地  $\text{Al}(\alpha)$  相に相当する組成の試料を作製した。各試料に T5 処理を施して引張試験を実施しヤング率を測定した結果から、各相の晶出量とヤング率の関係を求め、複合則に基づいて整理した。複合材料のヤング率に関しては、繊維強化複合材料と、球形強化粒子の分散複合材料について解析されており<sup>1~3)</sup>、その理論式を参照した<sup>4~9)</sup>。繊維強化複合材料については、繊維軸と平行方向に力が作用する場合と垂直方向に力が作用する場合を検討した。これらの複合材料の模式図を **Fig.4-1** と **Fig.4-2** に示す。

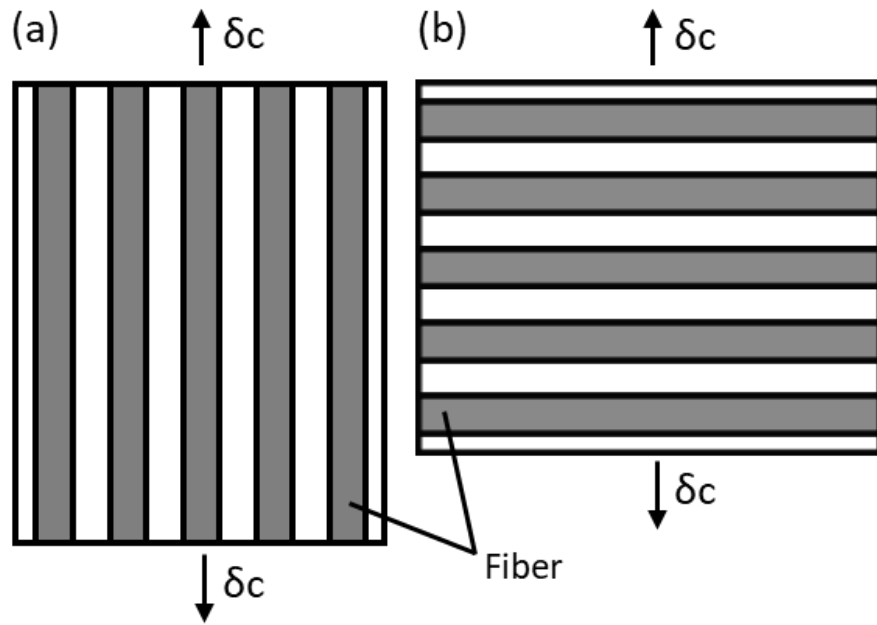


Fig.4-1 Young's modulus prediction model for fiber-reinforced composites in parallel direction (a) Young's modulus prediction model for perpendicular direction (b)

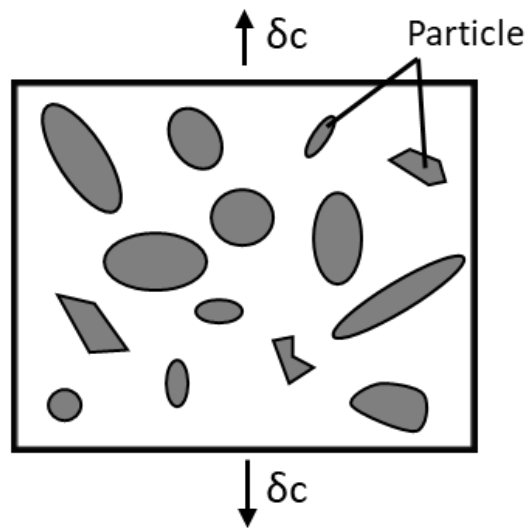


Fig.4-2 Young's modulus prediction model for particle dispersed composites

## 4.2 実験試料および方法

実験試料は，第 3 章 3.2 で作製したものと同時に溶製したものであり，473 K に予熱した金型<sup>10)</sup>に鋳造した．Table 3-1 に示した組成の各金型鋳造材について，473K, 240min 保持後空冷の T5 処理を施した後，**Fig.4-3** に示す 14A 号引張試験片に加工し，通常のひずみ速度  $0.00025\text{s}^{-1}$  で引張試験を実施し，引張強さとヤング率を求めた．また，マイクロスコープ（VHX-7000，KEYENCE 製）により撮影した各試料のマイクロ組織写真を用いて晶出金属間化合物量を測定し，その結果（Fig.3-2 の数値）を用いて本合金系の強度特性と晶出相量の関係を考察した．

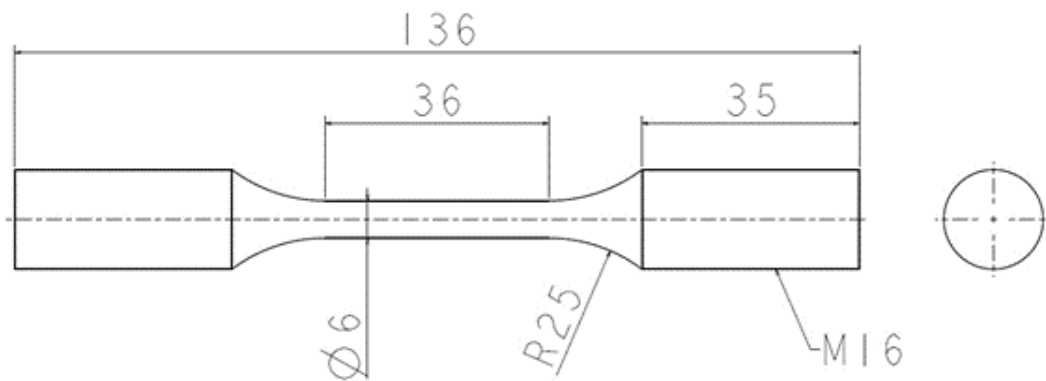


Fig.4-3 Tensile test piece. (JIS 14A)

## 4.3 実験結果および考察

### 4.3.1 晶出相の量が剛性に及ぼす影響

Table 3-1 の組成の試料 A~E に上述の T5 処理を施した後，Fig.4-3 の形状に加工し引張試験を行った結果を，引張試験片の隣接部から採取した硬さ試験片を用いて測定したブリネル硬さと共に Table 4-1 に示す．引張強さは，各試料の基底 Al( $\alpha$ )相に相当する試料 E の 105MPa に対して共晶組成試料 D は 300MPa で最も高く，約 3 倍となっている．これは，共晶として晶出した微細な Si と金属間化合物相による分散複合強化が有効に働いたためと考えられる．一方，過共晶試料 A，B および C の引張強さはそれぞれ 244MPa，230MPa および 236MPa であり，試料 D と比較して初晶 Si および初晶的に晶出した粗大な金属間化合物の分布により引張強さは低下しており，粗大な初晶相は強度低下を招くと判断される．

一方，ヤング率は，試料 E が 63GPa と最も低く，共晶組成試料 D が約 90GPa であり，試料 E よりも 30GPa 高く，JIS 規格<sup>10)</sup>で最もヤング率の高い 22~24%Si 含有で初晶 Si を約 13%晶出させた AC9A 材と同等である．さらに，過共晶組成試料 A~C では，初晶 Si および初晶的 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 量が増加するにしたがってヤング率 91.4GPa から 102.5GPa へと上昇している．

このように複合組織材の強度特性には強化相の影響が大きいので，引張強さおよびヤング率を初晶および共晶として晶出した Si 相と金属間化合物相の総量との関係として Fig.4-4 に示す．図(a)の引張強さは上述のように，初晶  $\alpha$  相のみの試料 E と比較して，共晶組成の試料 D は 3 倍の約 300MPa に達しており，微細な共晶組織の効果と考えられた．しかしながら，過共晶合金試料 A~C は D よりおよそ 60MPa 低下した．また，図(b)のヤング率およびブリネル硬さの結果とは異なり，金属間化合物相の量に依存してはいないように見える．すなわち，引張強さは粗大な晶出相の存在に影響されるが，過共晶相が 10~30%程

度の範囲では面積率にはあまり影響されない。この機構については第5章で研究した。一方、ヤング率およびブリネル硬さはいずれも、試料Eが最も低く、共晶組織試料D、過共晶試料A~Cが金属間化合物相の面積率の上昇と共に線形的に上昇しており、初晶および共晶組織の金属間化合物の総量が約60%の試料Cがヤング率では100GPaを達成している。36%までの破線は、試料Dと試料Eの比較による共晶のSiおよび金属間化合物相によるヤング率の上昇を示しており、破線と実線がほぼ同一直線状にあることから、ヤング率および硬さ向上への強化相としての効果は微細な共晶組織と粗い初晶相で同等であったと考えられる。これらの結果について、共晶組織および初晶を強化相と見なし、複合則に基づいて考察した。

Table 4-1 Tensile test results for each specimen.

	Tensile strength MPa	Young's modulus GPa	Brinell hardness HBW
A	244	91.4	165
B	230	97.6	184
C	236	102.5	204
D	300	89.7	124
E	105	63.0	31

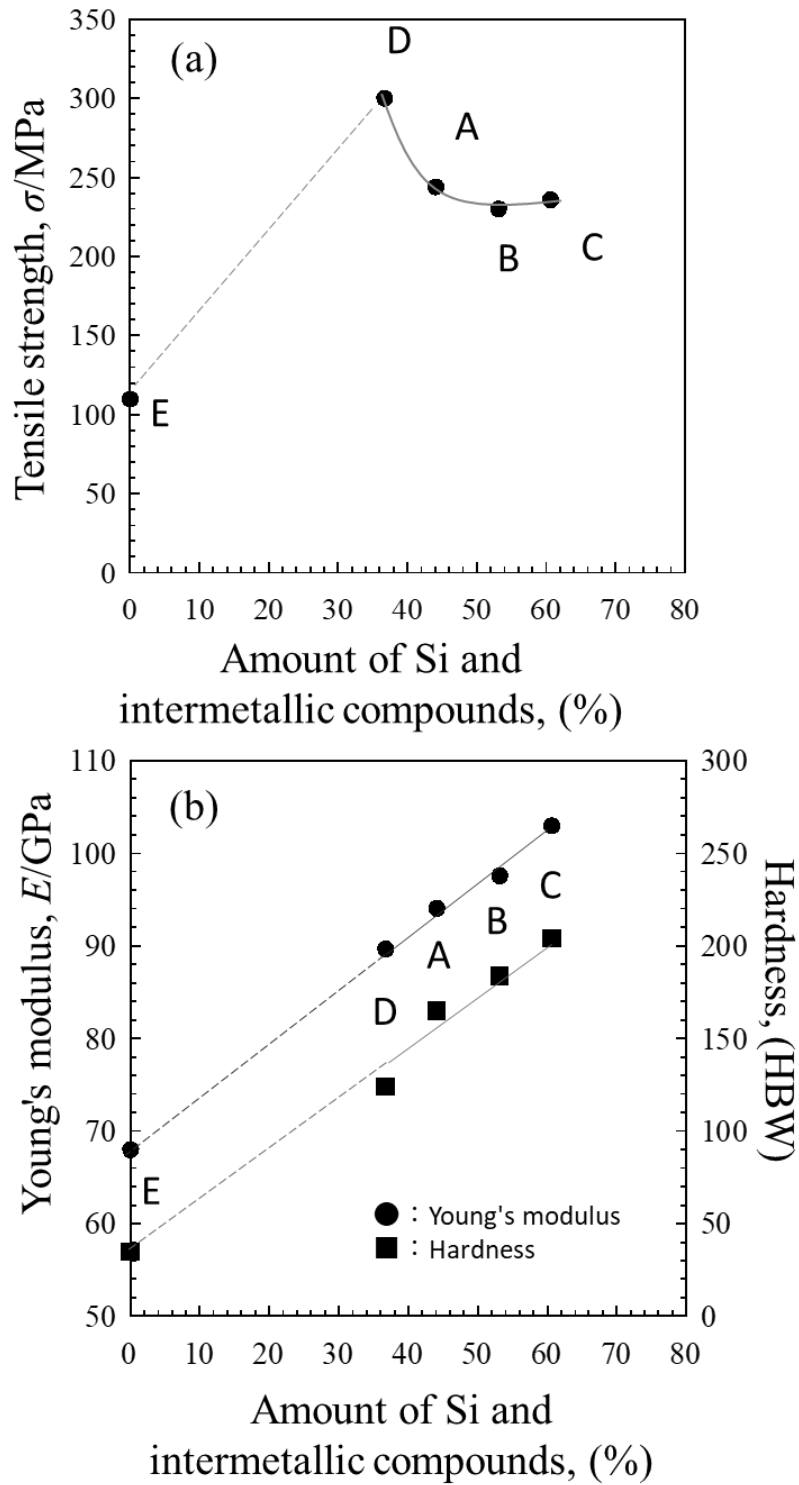


Fig.4-4 Effect of primary Si and intermetallic compounds on tensile strength (a) and Young's modulus and hardness (b).

#### 4.3.2 複合則による剛性の推定

本合金系の組織は  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶,  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶,  $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶に初晶の  $\text{Si}$  と  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  が分散した複合組織になっているので, それらの共晶部をマトリックス, 初晶  $\text{Si}$  や初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  などの粗大な金属間化合物相を分散相とし, マトリックスと分散相の界面強度が十分に大きく, 空隙等が存在しない完全に密着した複合材料と仮定する. これは, 開発した  $\text{Al-Si-Ni-Cu-Mg}$  系鋳造合金が必ず同様の共晶を含んでおり, その中に初晶相が分散した組織となっていることから, 試料 **D** に相当する組織が基準となり得ること, また, 解析モデルの強化相の形態が共晶組織のような複雑形状ではなく, 板, 繊維, 粒子といった単純な形状を想定していることに基づく. 複合材料の強度特性に及ぼす分散相の影響に関しては, 繊維強化と粒子分散強化について解析が行われ, 複合則として提示されている. 強化機構にはヤング率についての複合則として以下の式(4.1)~(4.3)で与えられる. 式(1)は繊維を一方向強化材(単層板)として複合材料の繊維軸と平行方向に力が作用する場合のヤング率を与えるモデル, 式(2)は繊維を一方向強化材(単層板)として複合材料の繊維軸と垂直方向に力が作用する場合のヤング率を与えるモデル, 式(3)は球形粒子による強化複合材料のヤング率を与えるモデルの式である<sup>4~9)</sup>.

$$E_c^1 = \varphi_f E_f + \varphi_m E_m \quad (4.1)$$

$$E_c^2 = \frac{1}{\varphi_f/E_f + \varphi_m/E_m} \quad (4.2)$$

$$E_c^3 = E_m \left[ \frac{1 + AB\varphi_f}{1 - B\varphi_f} \right] \quad (4.3)$$

ただし,

$$A = \frac{7 - 5\nu_m}{8 - 10\nu_m} \quad (4.4)$$

$$B = \frac{(E_f/E_m) - 1}{(E_f/E_m) + A} \quad (4.5)$$

ここで $\varphi_m$ ,  $\varphi_f$  はそれぞれマトリックス, 強化相である金属間化合物の体積分率であり,  $\varphi_m = 1 - \varphi_f$ の関係がある.  $E_m$ ,  $E_f$  はそれぞれマトリックス, 強化相である金属間化合物のヤング率,  $\nu_m$  はマトリックスのポアソン比を示す. **Fig.4-5** に各試料のヤング率の実測値および式(4.1)~(4.3)を用いた予測値と分散相 (Si 相+金属間化合物) 量の関係を示す. 分散相の体積分率としては Fig.3-2 で実測した面積率を用いた. 過共晶組成試料 A~C についてマトリックスを共晶組織, 強化材を初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  などの金属間化合物と見なすと, 試料 D が 2.7vol%の初晶 Si を有しており, この初晶 Si の影響を除くとマトリックスのヤング率は 87.7GPa と仮定できる. さらに, 初晶 Si のヤング率を 162GPa<sup>12)</sup>, 粗大な  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相のヤング率を 187GPa<sup>13, 14)</sup>, マトリックスのポアソン比は試料 D の引張試験結果から 0.34 として式(4.1)~(4.3)により算出した各合金のヤング率を実測値と共に Fig. 4-5 に示した. 式(4.1)が最も高く, 式(4.2)が最も低く, 式(4.3)のモデルはその中間の値を示している. 実験値は粒子強化複合材料のヤング率を与えるモデル式(3)の予測値と比較的よく合っている. すなわち, 荷重方向に対して一方向強化材 (単層板) を垂直または水平に設置してその限界を推定する式(4.1)および(4.2)より, 分散相を粒子として扱う方がより現実を示していると考えられる.

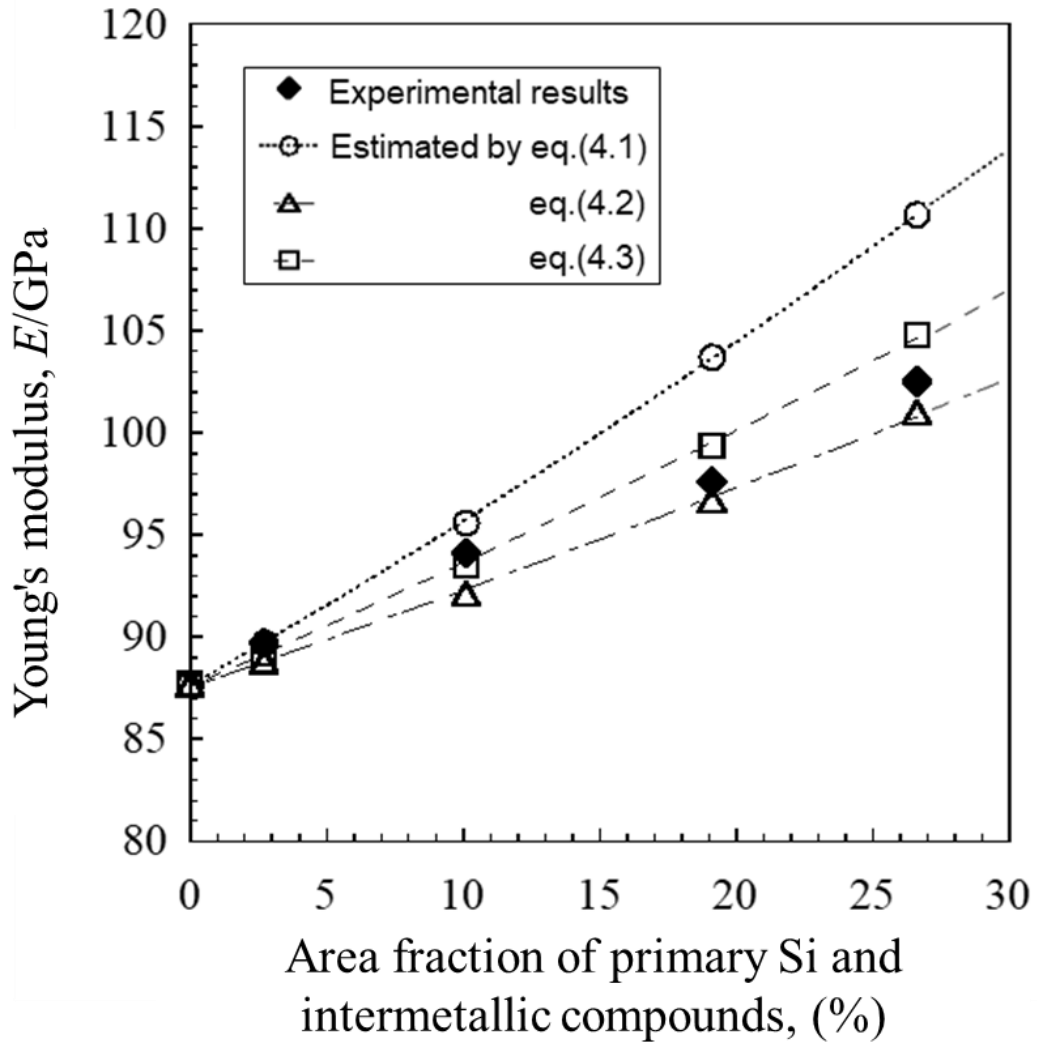


Fig.4-5 Measured and predicted Young's modulus vs. Amount of primary Si and intermetallic compound. (4.1) Young's modulus of unidirectional continuous fiber-reinforced composites in the direction of the fiber axis (4.2) Young's modulus of unidirectional continuous fiber-reinforced composites perpendicular to the fiber axis (4.3) Young's modulus of composites reinforced by spherical particles

### 4.3.3 晶出相の形状が及ぼす剛性への影響

4.3.2 より，晶出相をすべて粒子として予測した結果と実測値がよく合っていたとしたが，Fig.4-3 の実測値は，分散相の量がおおよそ 20% を超えると，Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相が増加するに従い実測値が式(4.2)の予測値に近づく傾向がある．そこで，再び試料 C を観察したところ，Fig.4-6 に示すように初晶 Si は塊状であるのに対し，粗大な Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> は長辺方向へ長く成長している<sup>15)</sup>．そこで，分散相それぞれを同一のモデル式ではなく，初晶 Si 相は粒子として式(4.3)を，また Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相は構造に異方性を持つ繊維として式(4.2)で評価した次式(4.6)を用いて計算し，結果を改めて Fig.4-7 に示す．

$$E_c^4 = \Sigma \left( \frac{1}{\frac{\varphi_f^{Ni}/E_f^{Ni} + (1-\varphi_f^{Ni})}{E_m}} + E_m \left[ \frac{1+AB\varphi_f^{Si}}{1-B\varphi_f^{Si}} \right] \right) - E_m \quad (4.6)$$

ただし，(4.3)式と同様に A と B は以下で示される．

$$A = \frac{7 - 5\nu_m}{8 - 10\nu_m} \quad (4.4)$$

$$B = \frac{(E_f^{Si}/E_m) - 1}{(E_f^{Si}/E_m) + A} \quad (4.5)$$

ここで， $\varphi_f^{Si}$ ， $\varphi_f^{Ni}$ はそれぞれ初晶 Si 相，Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> の相の体積分率， $E_f^{Si}$ ， $E_f^{Ni}$  はそれぞれ初晶 Si 相，Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> の相のヤング率， $\nu_m$  はマトリックスのポアソン比を示す．この評価結果は，実測値とよりよく合っており，過共晶合金系のヤング率は，初晶 Si を等方的な形状である粒子，Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相を異方性の形状を有する繊維と見做すことにより，より高精度で予測できる．

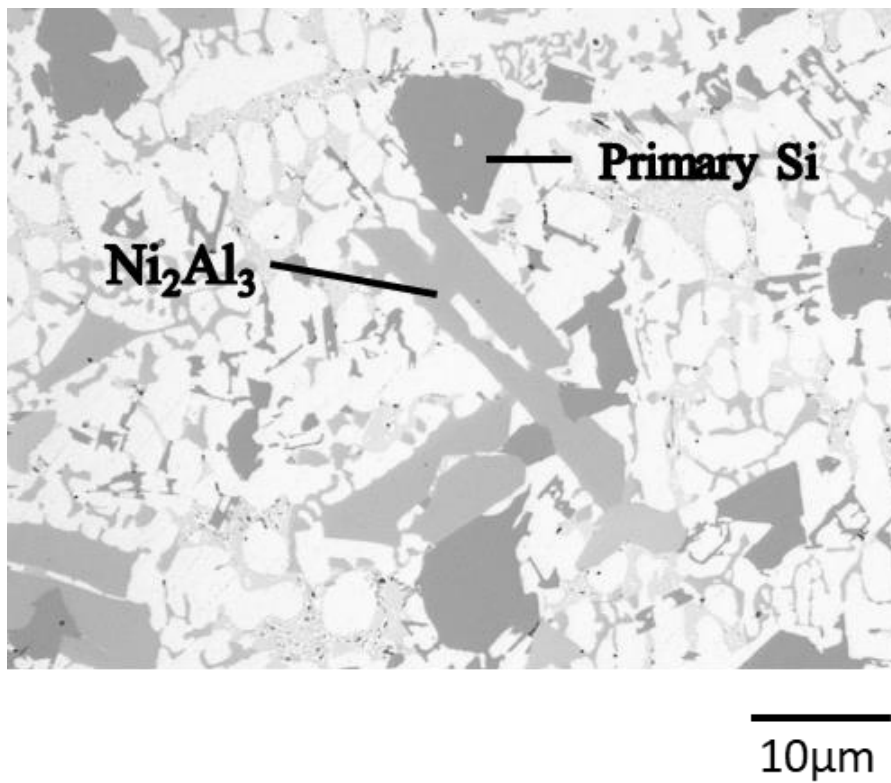


Fig.4-6 Detailed Shape of Coarse Intermetallic Compounds in specimen C.

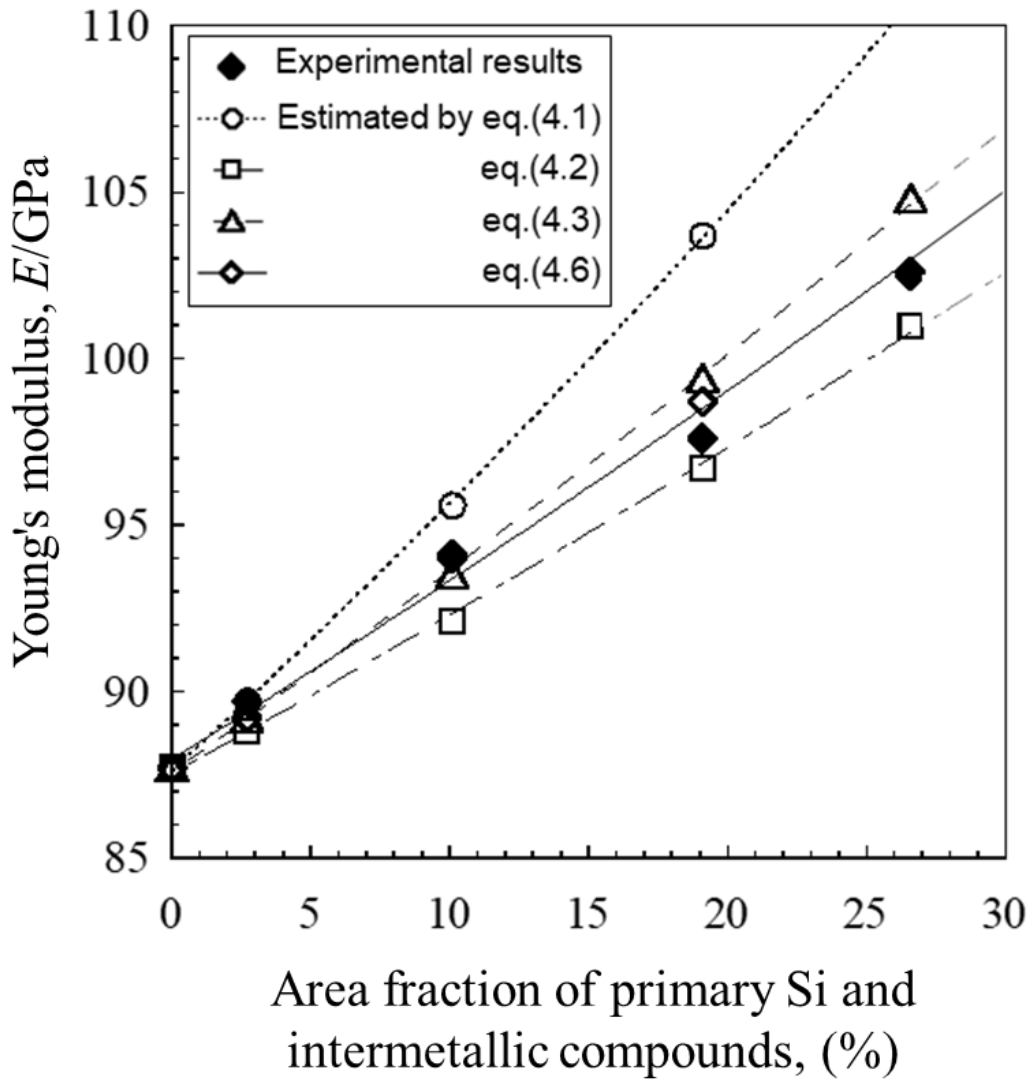


Fig.4-7 Measured and predicted Young's modulus vs. Amount of primary Si and intermetallic compound. (4.1) Young's modulus of unidirectional continuous fiber-reinforced composites in the direction of the fiber axis (4.2) Young's modulus of unidirectional continuous fiber-reinforced composites perpendicular to the fiber axis (4.3) Young's modulus of composites reinforced by spherical particles (4.6) Evaluated assuming primary Si and  $Ni_2Al_3$  phase work as spherical particle and vertical unidirectional continuous fiber respectively

#### 4.4 結言

開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金について、強度特性に及ぼす晶出相の影響を調査するため、初晶 Si 量および初晶的に晶出する  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を系統的に変化させた試料、それらの共晶組織相当の合金、Al( $\alpha$ )基地部相当合金の引張試験を行い、ヤング率、引張強さ、硬さについて比較した。併せて、ヤング率に及ぼす初晶 Si と初晶的に晶出した  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の量の影響を、上記の引張試験結果と第 3 章にて求めた初晶 Si および初晶的に晶出した  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の量の実測値を用いて調査した。さらに、これら初晶相が複合材料における強化材と同様の作用をしていると考え、繊維を一方向強化材（単層板）として複合材料の繊維軸と平行方向に力が作用する場合のヤング率を与えるモデル式、繊維軸と垂直方向に力が作用する場合のヤング率を与えるモデル式、および球形粒子による強化複合材料のヤング率を与えるモデル式を用いて複合則の観点で考察した。得られた結果は以下の通りである。

- (1) 開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金は過共晶組成であるが、その共晶組織に相当する組成の合金はヤング率約 90GPa、引張強さ約 300MPa であり、Al( $\alpha$ )基地部相当合金の 63GPa、105MPa の 1.5 および 3 倍に増加しており、共晶の Si および金属間化合物相の強度特性向上への寄与が大きい。
- (2) 過共晶組成合金の初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  量を増すとヤング率は上昇し、25vol.%で 100GPa に達した。一方、引張強さは粗い初晶相の分布により、245~230MPa へ低下した。
- (3) 過共晶合金のヤング率に対する初晶相の寄与は初晶 Si を粒子、 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を短繊維とする複合則モデルにより精度よく予測できた。

## 参考文献

- 7) 藤井 太一，座古 勝：複合材料の破壊と力学（実教出版株式会社）  
(1978) 2
- 8) 西田 義則：金属基複合材料入門（コロナ社）(2001) 2
- 9) 公益社団法人 日本材料学会：機械材料学 第5版（日本材料学会）  
(2022) 271
- 10) 金原 勲：高分子 31 (1982) 1081
- 11) 渡部 晶：精密工学会誌 60 (1994) 768
- 12) 箕田 芳郎：鉄と鋼 75 (1989) 1777
- 13) 公益社団法人 日本材料学会：機械材料学 第5版（日本材料学会）  
(2022) 272
- 14) 加賀 靖久，後藤 仁一郎，千 強，小石 正隆，白鳥 正樹：日本機械学会論文集 A 編 66 (2000) 2151
- 15) 三輪 実，大沢 直志，中山 晶：高分子論文集 35 (1978) 125
- 16) JIS H 5202
- 17) JIS Z 2241
- 18) 上杉 晃生，平井 義和，菅野 公二，土屋 智由，田畑 修：日本機械学会論文集 A 編 79 (2013) 1191
- 19) 柳沢 平，矢野 哲夫，内田 真人：軽金属 38 (1988) 811
- 20) 福井 泰好，山中 昇，渡辺 義見，清宮 義博：軽金属 44 (1994) 622
- 21) 武谷 洸希，洲河 優作，宮原 広郁，大城 桂作：鑄造工学 95 (2022)  
419

## 第5章 高剛性アルミニウム鑄造合金の強度特性に及ぼす組織粗さの影響

### 5.1 緒言

前章までの成果より、高剛性アルミニウム鑄造合金の晶出相の種類、その晶出順、熱処理特性、ヤング率に及ぼす晶出相の影響が明らかになり、片状黒鉛鑄鉄に比べて比剛性に優れる本合金系は、産業機械分野における高速稼働部品への適用が期待される<sup>1)</sup>。一方で、第4章4.3.2、4.3.3で用いたヤング率の予測式は、晶出相の量が影響を及ぼす式であり、本合金系において晶出相の分布やサイズが及ぼす強度特性への影響は明らかになっていない。実際の鑄造では、鑄型の種類<sup>2)</sup>・製品肉厚<sup>3)</sup>・鑄造方法<sup>4~6)</sup>などの影響から凝固冷却速度が変化し、晶出相の組織の粗さが変化すると考えられる<sup>7, 8)</sup>。用途に応じた健全な製品作りを可能とする鑄造方案を作成するには、組織粗さとヤング率・引張強さの関係を明らかにし、鑄造時の冷却速度制御の指針を確立する必要がある。

そこで、本章では開発した高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鑄造合金を金型および肉厚の異なる砂型に鑄造して、凝固冷却速度の異なる試料を作製し、ミクロ組織観察と引張試験を実施し、組織粗さと、強度特性に及ぼす冷却速度の影響について検討した。さらに、3点曲げ試験<sup>9, 10)</sup>を実施し、破壊き裂の発生・進展過程を直接観察し、破壊のメカニズムや強度に及ぼす組織粗さの影響について検討した。

## 5.2 実験試料および方法

### 5.2.1 実験試料

実験に用いた試料の化学組成を **Table 5-1** に示す。試料 A と試料 B はヤング率が 95GPa 級および 100GPa 級の過共晶合金であり、**Table 3-1** の試料 A および試料 C に相当する組成である。また、試料 C は試料 A および B の共晶部に相当する組成に調整したものであり、**Table 3-1** の試料 D と同じである。実験試料の作製には、第 3 章 3.2 で説明した素材および溶解方法を用いた組織粗さが異なるように凝固冷却速度を変化させた試料を得るため、3 種類の鋳型を用いた。**Fig.5-1(a)** に示すように、やや早い冷却速度を得るために 473 K に予熱した金型<sup>11)</sup>を用いた。一方、**Fig.5-1(b)** に A 号 (A-Yblock : t=12mm) および B 号 (B-Yblock : t=25mm) と記載しているように、JIS 規定の Y ブロック砂型を用いて鋳造した。

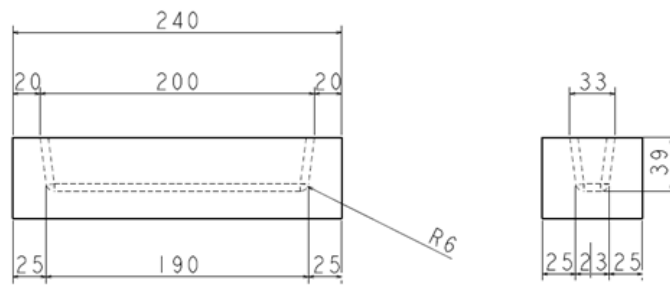
### 5.2.2 引張試験

引張試験を実施した試料の一覧を **Table 5-2** に示す。5.2.1 で作製した各試料において、473K, 240min の T5 処理を施した後、試料 A および B については、第 4 章 4.2 と同様に 14A 号引張試験片に加工し、通常のひずみ速度  $0.00025\text{s}^{-1}$  で引張試験を実施した。また、マイクロスコープ (VHX-7000, KEYENCE 製) を用いて撮影した各試料のマイクロ組織写真から組織のサイズを測定し、本合金系の強度特性と晶出相サイズの関係性を考察した。

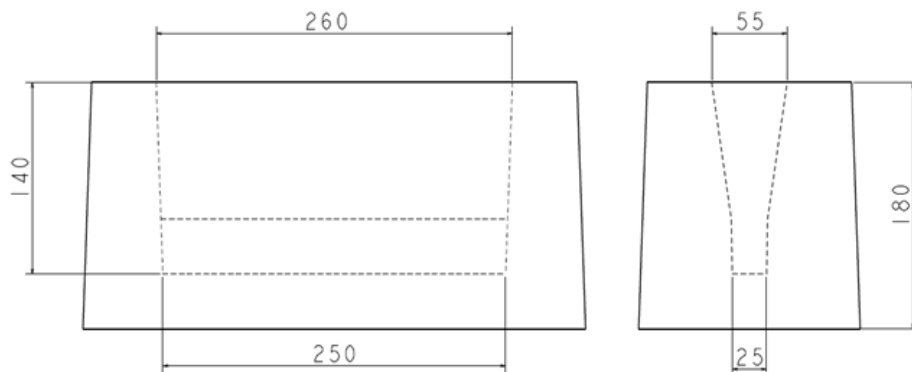
Table 5-1 Chemical composition of the specimens to evaluate the effect of cooling rate on microstructure and bending strength.

Specimen	mass%						
	Si	Ni	Cu	Fe	Mn	Mg	Al
A	13.1	4.2	10.1	0.4	0.6	0.5	Bal.
B	13.9	5.9	15.2	0.4	0.6	0.5	Bal.
C	9.2	2.3	13.3	-	-	-	Bal.

(a)



(b)



A-Yblock : t = 12mm

B-Yblock : t = 25mm

Fig.5-1 Permanent mold specimen (a) and sand mold specimen (b)

Table 5-2 Composition and casting condition for tensile test.

	Specimen A	Specimen B	Specimen C
Preheated permanent mold	○	○	-
A-type Sand Mold	○	○	-
B-type Sand Mold	○	○	-

### 5.2.3 3点曲げ試験

続いて、曲げ試験を行った試料を **Table 5-3** に示す。本合金系の破壊過程を調査するため、ヤング率 100GPa 級の過共晶合金組成である試料 B およびその共晶組成である試料 C に 473K, 240min の T5 処理を施した後、φ6×120mm の丸棒に加工して鏡面研磨を施し、3点曲げ試験を実施した。3点曲げ試験の模式図を **Fig.5-2** に示す。上部ジグの先端は R2 とし、支点間距離 L は 70mm とした。このとき、**Fig.5-3 (a)** のように試験片にマーキングを施し、変形の様子を追従できるように工夫した。実験はまずマーキング箇所が荷重点直下となるように試験片をセットした。上部ジグを 0.01mm/sec でストローク制御し、その際の発生荷重から荷重点直下の曲げ応力を測定した。また、下部ジグ間にマイクロハンディカメラ (SKYBASIC, Wi-Fi Digital Microscope) を設置して荷重点直下の撮影を行い、破壊き裂の発生および進展について直接観察を行った。**Fig.5-3 (b)** は、マーキング箇所を撮影した画像の一例 (B 号 Y ブロック砂型 (Fig.5-1 の B-Yblock : t=25mm と記載) から採取した試験片) であり、直接観察範囲 (マーキング間距離) は約 3mm とした。

Table 5-3 Composition and casting condition for bending test.

	Specimen A	Specimen B	Specimen C
Preheated permanent mold	-	○	○
A-type Sand Mold	-	-	-
B-type Sand Mold	-	○	○

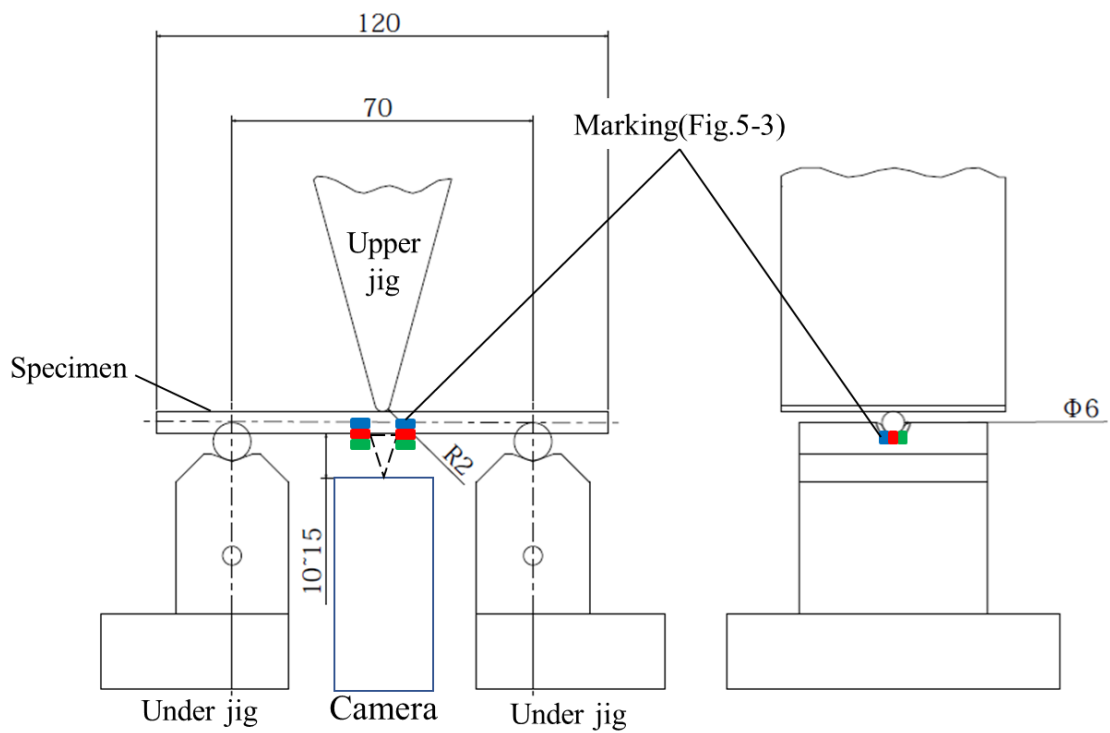


Fig.5-2 Configuration of Bending test and arrangement of specimen.

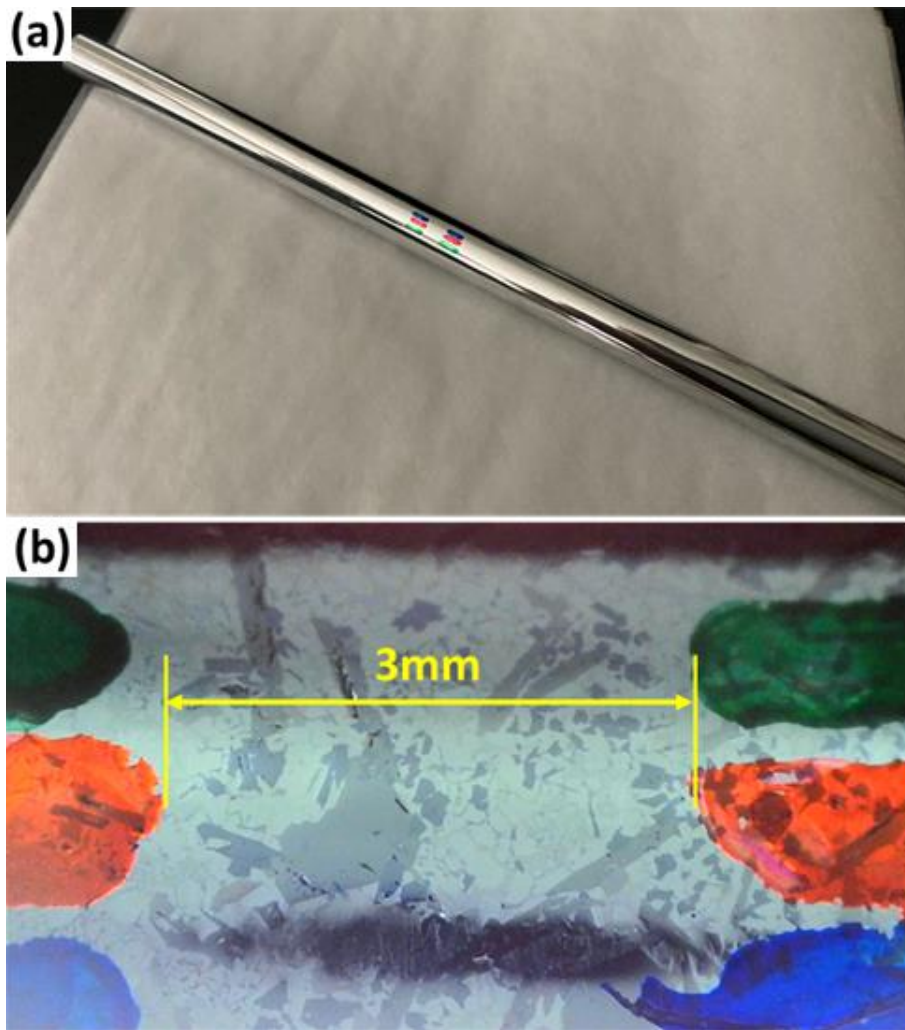


Fig.5-3 Overall view of the bending test specimen (a) and markings for crack observation (b).

## 5.3 実験結果および考察

### 5.3.1 晶出相の組織粗さに及ぼす冷却速度の影響

Table 5-1 における B の組成 (100GPa 級試料) を各鑄型に鑄造した際の冷却曲線を Fig.5-4 に示す. 金型に鑄造した試料が最も冷却が速く, Yブロック砂型でも厚さが 25mm の B 号 Yブロック砂型に鑄造した試料が最も冷却が遅い. いずれの鑄型においても約 880K から凝固が開始し, 約 800K で共晶凝固が完了していることから, 冷却速度は, 初晶の凝固開始直後 (883K) から凝固終了点より約 20K 下の 783K までの平均冷却速度を本合金系の冷却速度 ( $CR_{883-783K}$ ) と定義した. 各鑄型の冷却速度を Table 5-4 に示す. 金型に鑄造した場合は 4.7K/s, 砂型に鑄造した場合は, A 号 Yブロック, B 号 Yブロック砂型でそれぞれ 0.3K/s, 0.09K/s の冷却速度となった. なお, 凝固開始から初晶成長が完了する 820K までの冷却速度 ( $CR_{Primary}$ ), および共晶が成長している 820K~783K の冷却速度 ( $CR_{Eutectic}$ ) も併せて示したが, いずれも予熱金型, A 号 Yブロック, B 号 Yブロック砂型の順で冷却速度は低下した.

それぞれの冷却速度における A~C の各試料の組織を Fig.5-5 に示す. 試料 A および試料 B には共晶相より粗大な初晶 Si と初晶的に晶出した  $Ni_2Al_3$  が晶出している. これら晶出相の長辺サイズを測定した結果, 金型鑄造試料 ( $CR_{883-783K}: 4.9K/sec$ ) では初晶 Si は約 10~20 $\mu m$ , 初晶的  $Ni_2Al_3$  相は約 40 $\mu m$ , A 号 Yブロックに鑄造した試料 ( $CR_{883-783K}: 0.3K/sec$ ) では初晶 Si は約 30~40 $\mu m$ , 初晶的  $Ni_2Al_3$  相は約 100 $\mu m$ , B 号 Yブロック砂型に鑄造した試料 ( $CR_{883-783K}: 0.09K/sec$ ) では初晶 Si は約 50~80 $\mu m$ , 初晶的  $Ni_2Al_3$  相は約 100~120 $\mu m$  であり, 冷却速度が遅くなるにしたがってどちらの晶出相もおよそ 3 倍に粗大になっていた. また, 平均冷却速度の上昇と共に, 共晶組織も粗大化していた. なお, 試料 C は A および B の共晶部に相当する組成であり, その組織は, 過冷によって生じたと考えられるデンドライト状  $Al(\alpha)$  と  $Al(\alpha)+Si$

共晶， $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶， $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶が複雑に分布した組織となっている．これら共晶組織も冷却速度が遅くなると粗大になっており，金型材は砂型材に比べ極めて微細な組織となっているが，A号とB号Yブロック砂型試料では共晶組織やデンドライトの大きさに著しい差はみられなかった．

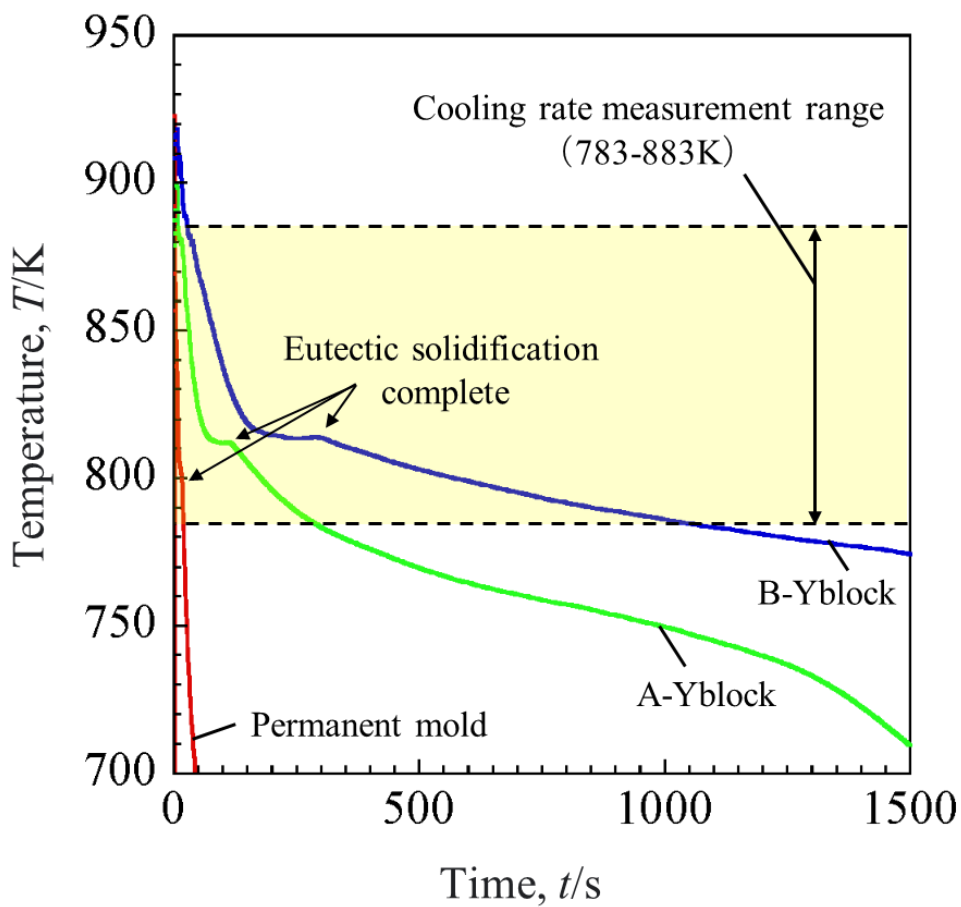


Fig.5-4 Cooling curves for casting in each mold

Table 5-4 Cooling rate of each mold

Mold Type	Cooling Rate <sub>883-773K</sub> [K/s]	CR <sub>Primary</sub> [wK/s]	CR <sub>Eutectic</sub> [K/s]
Permanent Mold	4.7	20	7
Sand Mold (A-Yblock)	0.3	1.5	0.5
Sand Mold (B-Yblock)	0.09	0.7	0.12

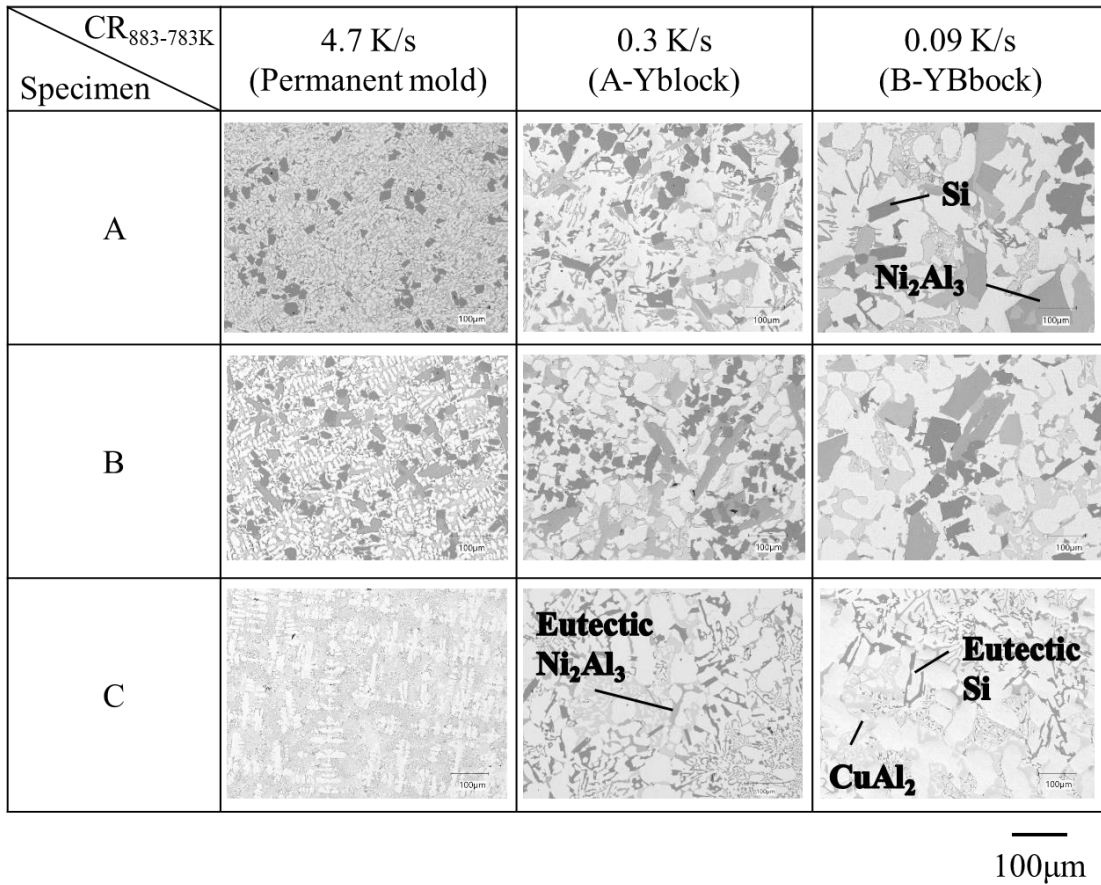


Fig.5-5 Microstructure of each specimen at each cooling rate

### 5.3.2 引張性質に及ぼす組織粗さの影響

3種類の鋳型に鋳造した試料 A と試料 B について引張試験を行った結果を、平均冷却速度との関係で **Fig.5-6** に示した。試料 A はヤング率 95GPa 級試料であり、B 号 Y ブロック砂型鋳造試料で約 120MPa を示したのに対し、金型鋳造試料ではおよそ 210~240MPa を示し、著しく改善された。また、ヤング率 100GPa 級試料でも約 70MPa からおよそ 190~260MPa へと 3 倍ほど引張強さが増した。Fig.5-5 の結果から引張強さは組織粗さが微細になるほど増すことが明らかとなった。なお、金型試料の結果は機械部品に多用されている JIS 規定の亜共晶合金 AC4C の T6 材 (230MPa 以上) と同等の強さとなっている。一般的に金属材料は組織の微細化によって強度が増し、その機構を転位の挙動の観点から説明されているが、粗大な初晶相を多く含む本合金系では他の機構が働いている可能性がある。また、冷却速度が遅い砂型試料では、95GPa 級試料 A に比べて 100GPa 級試料 B の方が、引張強さが低くなっている。試料 B は高いヤング率は有するが、初晶で晶出した Si および  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の粒径が大きく、その割合も多いことが引張強さ低下の原因と考えられる。一方で、ヤング率に及ぼす平均冷却速度の影響を **Fig.5-7** に示した。砂型鋳造した試料 A のヤング率は平均でおよそ 95GPa であり、金型鋳造試料では約 97GPa となり、40~50 倍の冷却速度の増加で大きめの値を示したが、その差異は 2GPa 程度と小さかった。さらに、試料 B でも B 号 Y ブロック砂型鋳造試料で平均 100GPa、金型鋳造試料で 102GPa と冷却速度の増加によるヤング率の変化は小さかった。ヤング率は第 4 章 4.3.2, 4.3.3 で示したように、初晶 Si および金属間化合物の量が主として影響するが、冷却速度が速い場合は、組織が微細化するととともに初晶相が均一に分布するため、試験片平行部内の偏析など不均一性に起因するヤング率の変動が抑制されるものと考えられる。

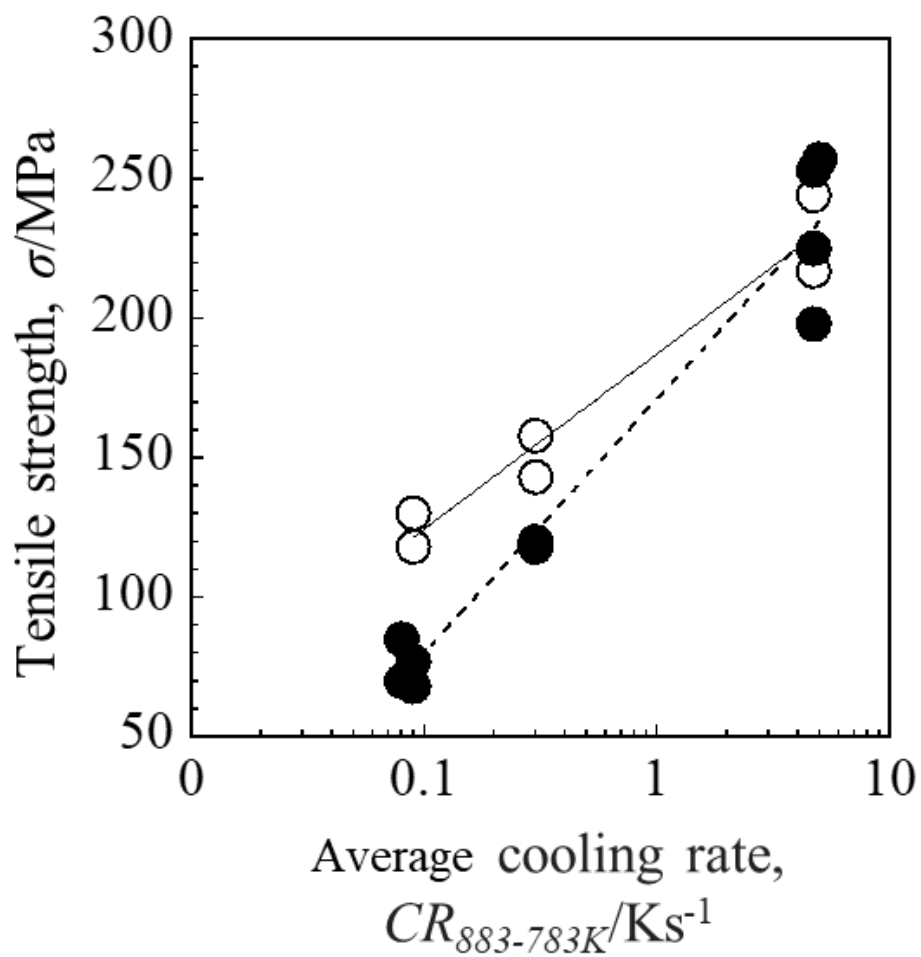


Fig.5-6 Influence of average cooling rate on tensile strength for sand and permanent mold cast specimens.

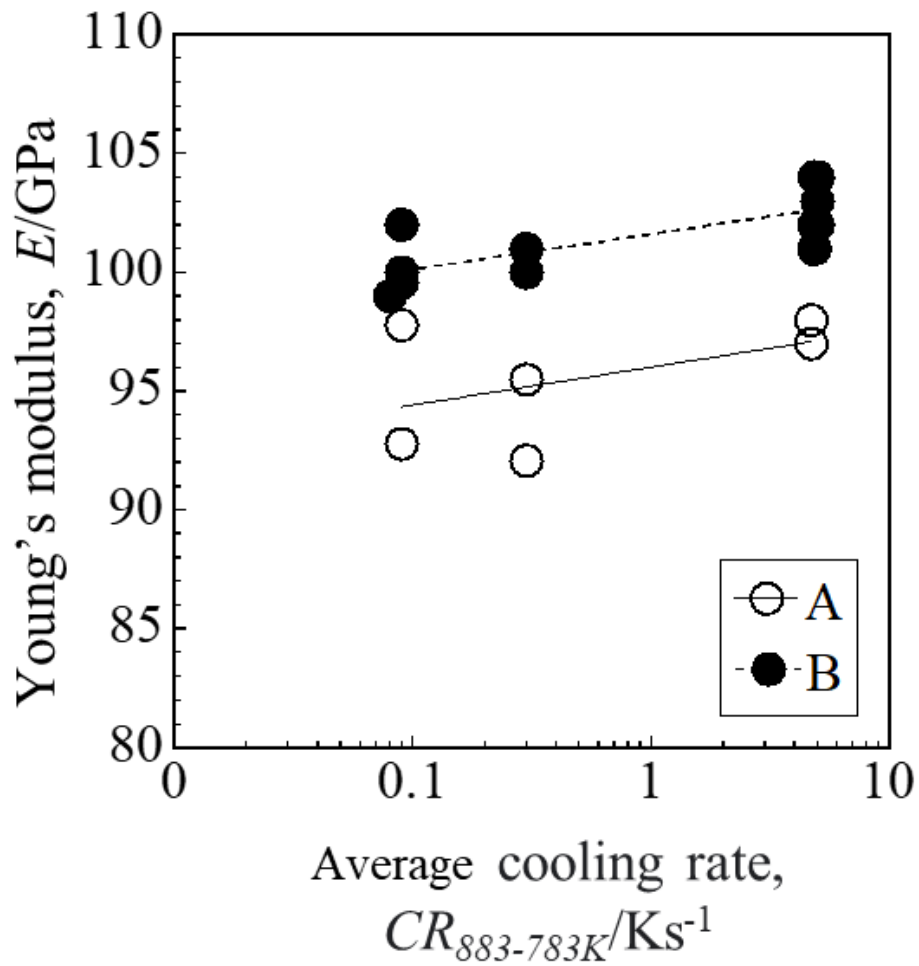


Fig.5-7 Influence of average cooling rate on young modulus for sand and permanent mold cast specimens.

### 5.3.3 3点曲げ試験直接観察による破壊過程の確認

前述の Fig.5-6 より，金型から砂型へと鑄物の冷却速度が遅くなり晶出相が粗大化すると，引張強さが著しく低下することを示したが，初晶相が多く晶出する本合金系の破壊挙動については研究がなされておらず，不明である．そこで，3点曲げ試験を実施し，破壊が生じる荷重点直下を直接観察することによって，き裂の発生および進展過程を調査し，硬く粗大な初晶を多量に有する合金の破壊メカニズムを検討した．100GPa 級ヤング率を有する試料 B を B 号 Y ブロック砂型および金型で鑄造した試料についての 3 点曲げ試験した結果を曲げ応力とたわみ長さの関係として Fig.5-8 に示した．試料 B の金型に鑄造した試料は 0.6mm のたわみ量であったが，曲げ強さは 330MPa を示し，その後，瞬時に破壊した．一方，B 号 Y ブロック砂型に鑄造した試料の曲げ強さは 145MPa であり，その後はたわみ量の増加とともに，次第に低い応力を示し，約 1.1mm のたわみ量で破断した．両者の試料の比較により，冷却速度が遅く組織が粗大化した試料ほど，引張強さと同様に最大の曲げ強さも低下している．一方，粗大な初晶を含まず，初晶デンドライトおよび共晶組織で構成されている試料 C について曲げ試験を行った．その結果を Fig.5-9 に示すが，試料 C の曲げ強さは，金型鑄造材では 425MPa を示し，たわみ量も 1.1mm と大きかった．B 号 Y ブロック砂型鑄造材は 266MPa となっており，たわみ量も 0.65mm といずれの値も低下した．試料 C も，試料 B と同様に冷却速度が遅く組織が粗大化したものほど曲げ強さが低下するが，同じ冷却速度の試料を比較すると共晶部だけで構成される試料 C の方が，金型では約 100MPa，砂型は約 120MPa 曲げ強さが大きかった．これらの結果は，き裂発生から破断に至るまでの過程が晶出相のサイズと量に依存していることを示唆している．そこで，本合金系の破壊メカニズムの詳細を捉えるため，3点曲げ試験の荷重点直下を直接観察し Fig.5-8 および Fig.5-9 と共に検討した．

Fig.5-10～11， 15～16 に各試料の 3 点曲げ試験結果とその試験中に

実施した直接観察結果を示す。Fig.5-10~11, 15~16 の(a)はいずれも試験前の直接観察範囲を示したものであり, (b)は曲げ試験時の破壊位置の時間経過をとらえた組織, (c)は(b)に対応する曲げ応力の値を矢印で示している。Fig.5-10 は試料 B 金型試料の 3 点曲げ試験結果とその際の直接観察結果であるが, 破断前では(1)および(2)のいずれの段階でも, 特に破断直前の Fig.5-10 (b)-(2)でもき裂の発生は確認できなかった。しかしながら, 破壊が開始した直後はビデオでも捉えられない速度で破断し, (3)の状態になった。Fig.5-11 は B 号 Y ブロック砂型に鑄造した B 試料の 3 点曲げ試験結果とその際の直接観察結果である。Fig.5-10 (b)-(1)~(4)よりき裂の発生から進展, 連結, 破断に至るまでの様子が確認できる。き裂は, 図(b)-(1)で示すように, 初晶 Si および金属間化合物の相内か界面に曲げ応力 100MPa 付近から発生している。曲げ応力が大きくなるにしたがってき裂が進展し, 一方, 異なる場所からもき裂が観察される (図(b)-(2))。その後, 図(b)-(3)で示すように, たわみ量が 0.3mm あたりでき裂同士が連結して破壊が開始している。しかしながら, 図(b)-(4)で示すように, き裂が連結しても試料全面は破断に至っておらず, たわみ量の増加とともに曲げ応力も緩やかに低下し, たわみ量が 1.1mm になると破断した。初期き裂発生箇所の試験前とき裂発生時の拡大組織を Fig.5-12 に示す。①~③の場所で初期き裂が確認でき, き裂①は初晶 Si 相と基地組織および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相との界面近傍, き裂②は初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相内, き裂③は初晶 Si 相内でそれぞれ発生している。次に, 破断面近傍の初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の曲げ試験前後の拡大組織を Fig.5-13 に示す。試験後の矢印部に試験前には見られなかったき裂が生じており, き裂の発生および進展が初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の内部で起こることを示唆している。また, B 号 Y ブロックに鑄造した B 試料 3 点曲げ試験片の破断面について, マーキングで示した互いに接していた両破面を EPMA マッピング分析した結果を Fig.5-14 に示す。Side-A および Side-B の両側に同じ形状の Si および Ni の分布が確認された。これらの結果は, き裂の発生およびその進展は, 初晶 Si 相や初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の相内で起こっていることを

示唆している。次に、組織全面が共晶組成試料である試料 C について調査した結果を、Fig.5-15 に示す。試料 C の金型材では、図(b)-(1)および(2)で示すように、曲げ応力が比較的低い段階ではき裂は確認できないが、約 300MPa で矢印に示す共晶の Si や金属間化合物近傍に微細なき裂の発生が確認された。しかしながら、それぞれの微細なき裂は連結することなく、最終的に 425MPa の負荷をかけた際に一瞬で破断に至った。これに対し、Fig.5-16 は試料 C の B 号 Y ブロック砂型試料の 3 点曲げ試験結果とその際の直接観察結果であり、図(b)-(1)で示すように、金型材と同様に比較的応力が低い段階ではき裂は確認できないが、曲げ応力約 250MPa で比較的大きなき裂の発生が確認され(図(b)-(2))、その直後破断に至った。

以上の結果から、高いヤング率を有する試料 B であっても、過共晶試料では比較的小さな応力とたわみ量で粗大な初晶 Si や  $Ni_2Al_3$  にき裂が発生し、応力およびたわみの増加と共にき裂が進展して破壊に至る。また、初晶が大きいほど、き裂の連結が助長され、結果的に低い曲げ応力を示すことが明らかとなった。一方、粗大な初晶硬質相がない共晶部試料においても、共晶の Si や化合物相に沿ってき裂が生じる。この時、共晶組織がわずかに大きくても、き裂の発生および連結に影響を及ぼし、曲げ応力を低下させた。しかしながら、共晶のみで構成された試料は、初晶硬質相を有する高ヤング率試料よりもき裂が発生する応力が 2 倍以上高く、破断強さも大きいことが示された。これらの事から、組織を微細化することによってき裂発生の応力を高め、き裂の進展を抑え、き裂同士の連結を抑制することができ、ひいては曲げ強度を高めることができるものと考えられた。

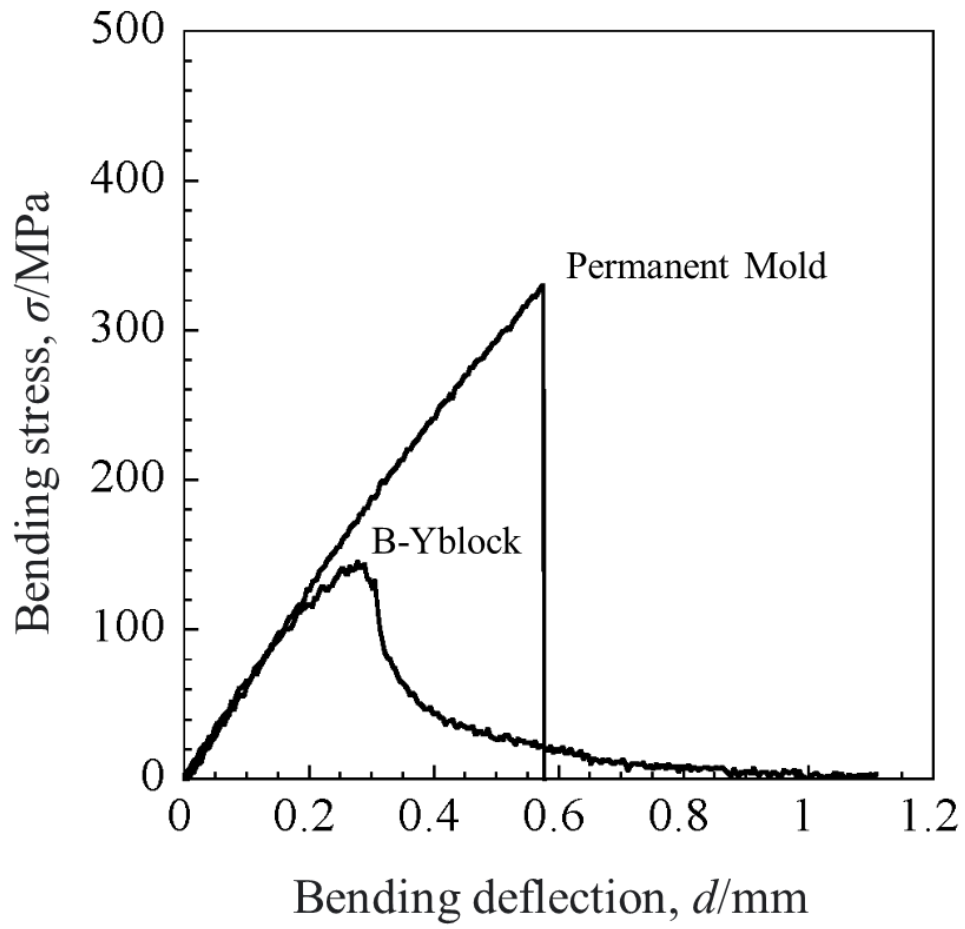


Fig.5-8 Influence of average cooling rate on bending property for B-type Y block sand mold and permanent mold specimen B.

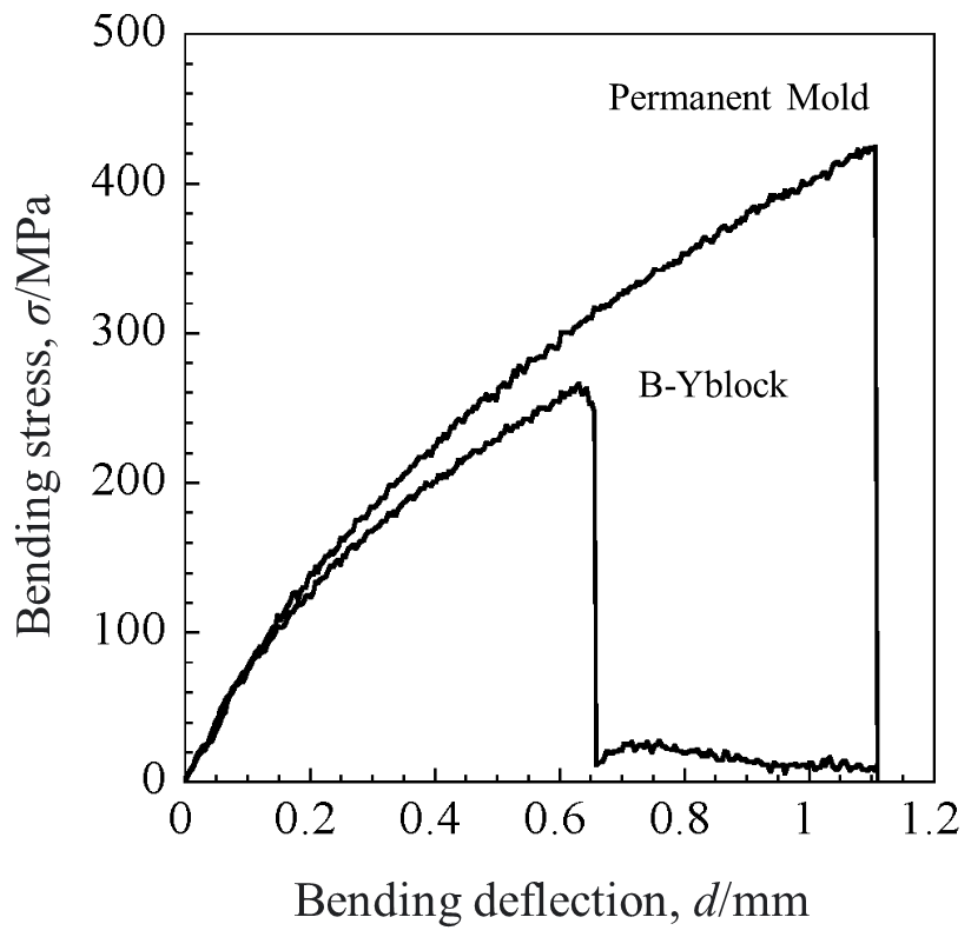


Fig.5-9 Influence of average cooling rate on bending property for B-type Y block sand mold and permanent mold specimen C.

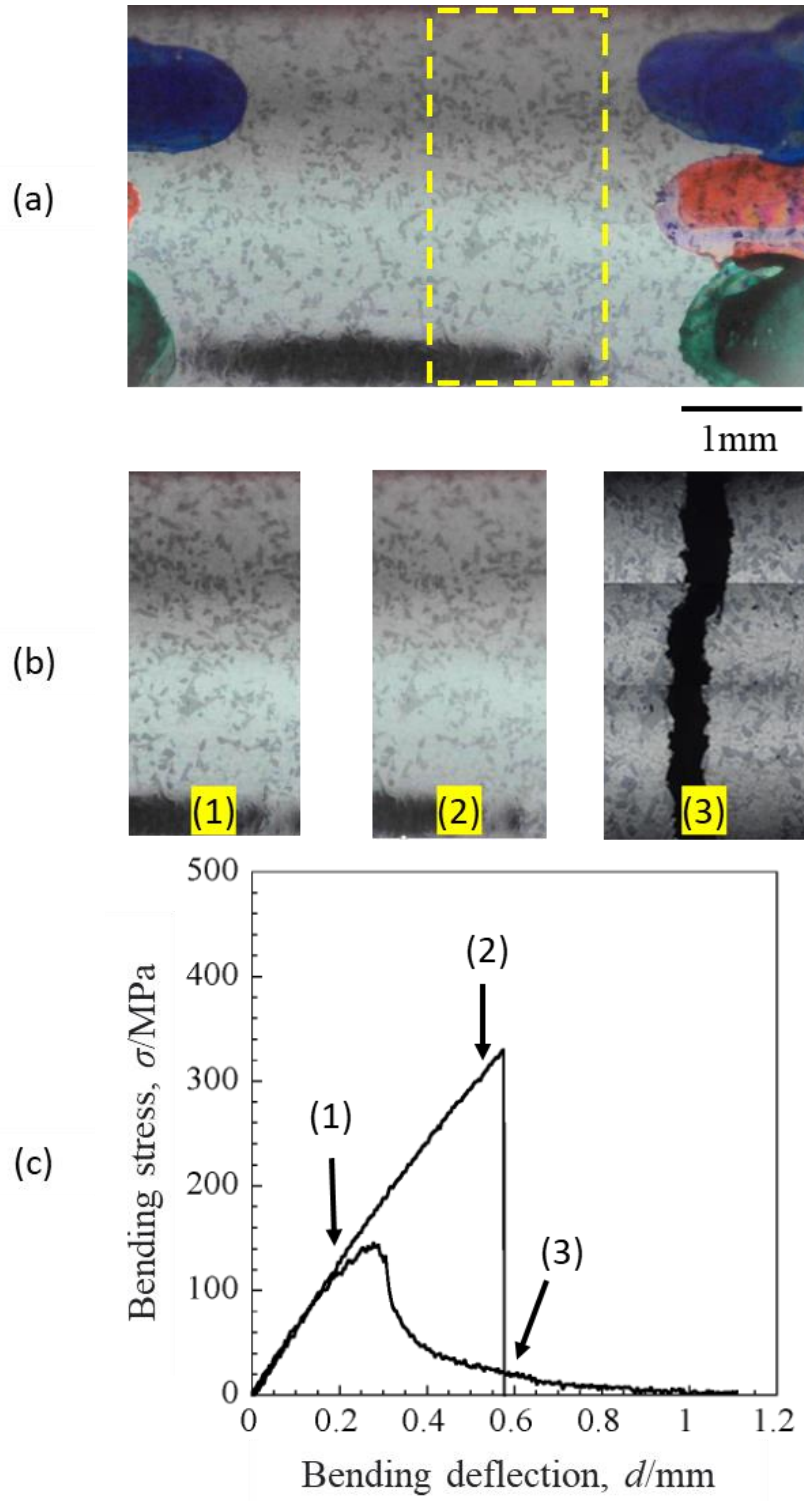


Fig.5-10 In situ observation of bending tests of specimen B cast in permanent mold, and the observed stages respectively.

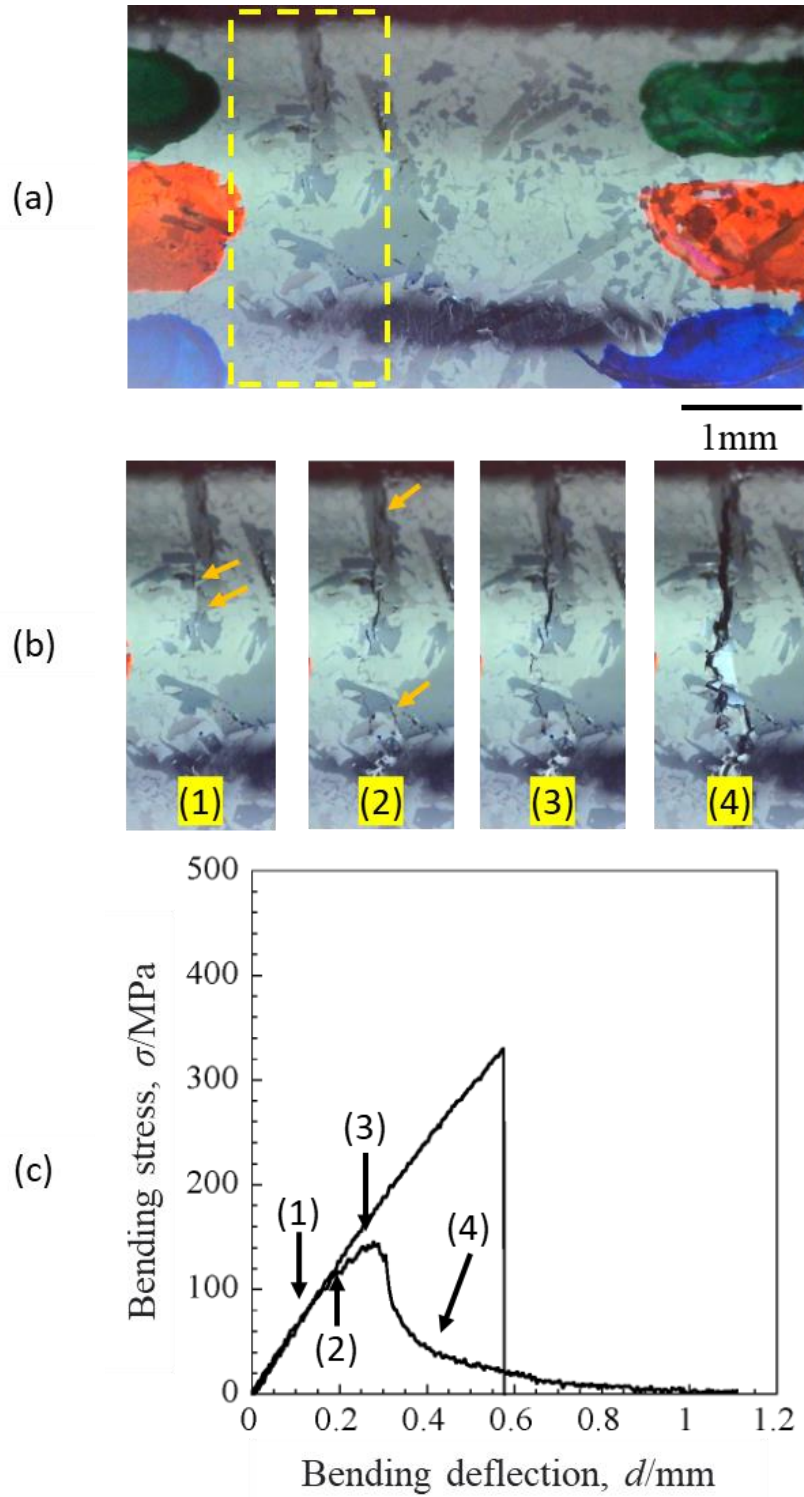


Fig.5-11 In situ observation of bending tests of specimen B cast in Y-block sand mold, and the observed stages respectively.

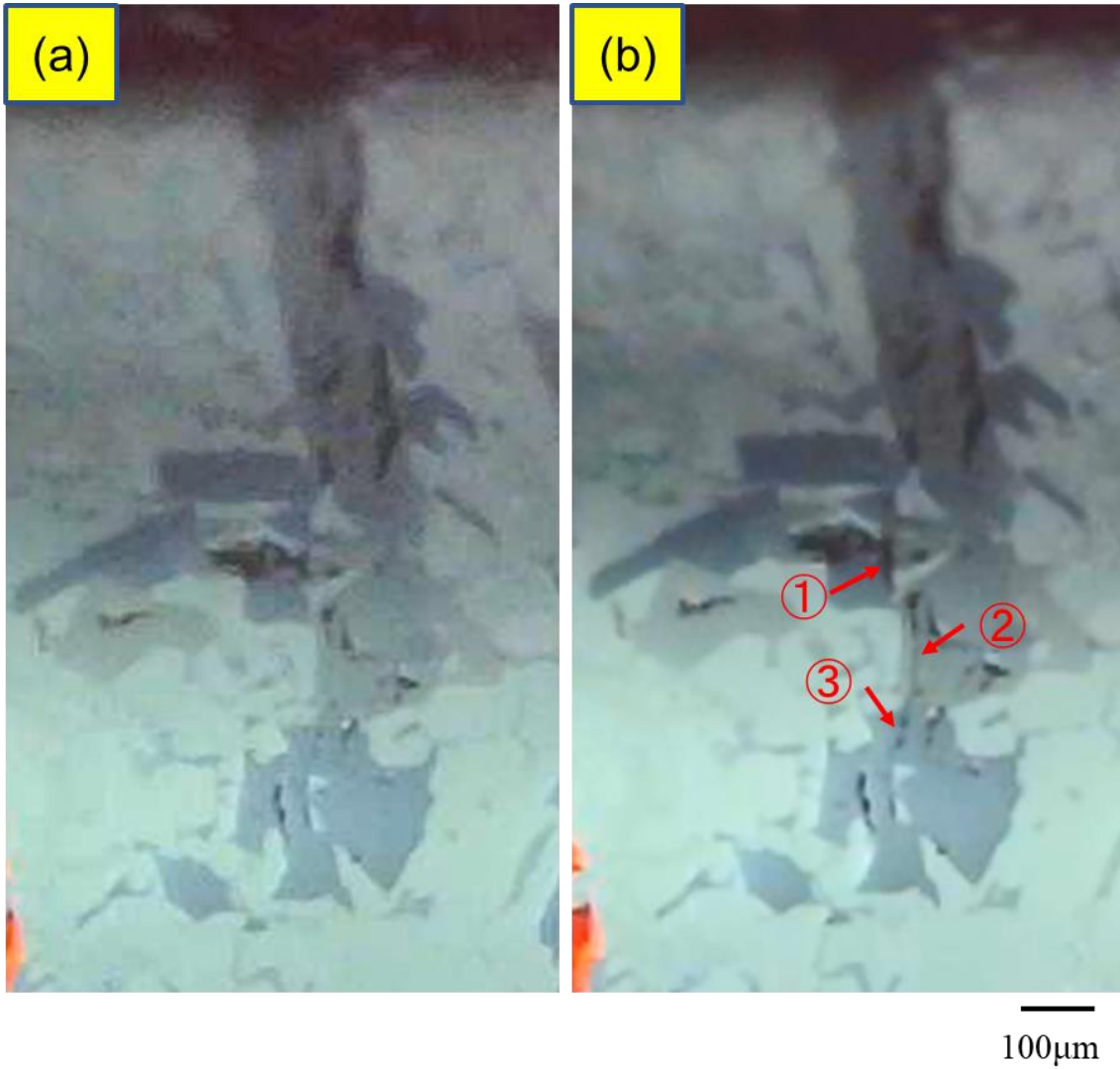


Fig.5-12 Microstructure of crack initiation site by observing before (a) and at initial cracking (b) in 3-point bending test.

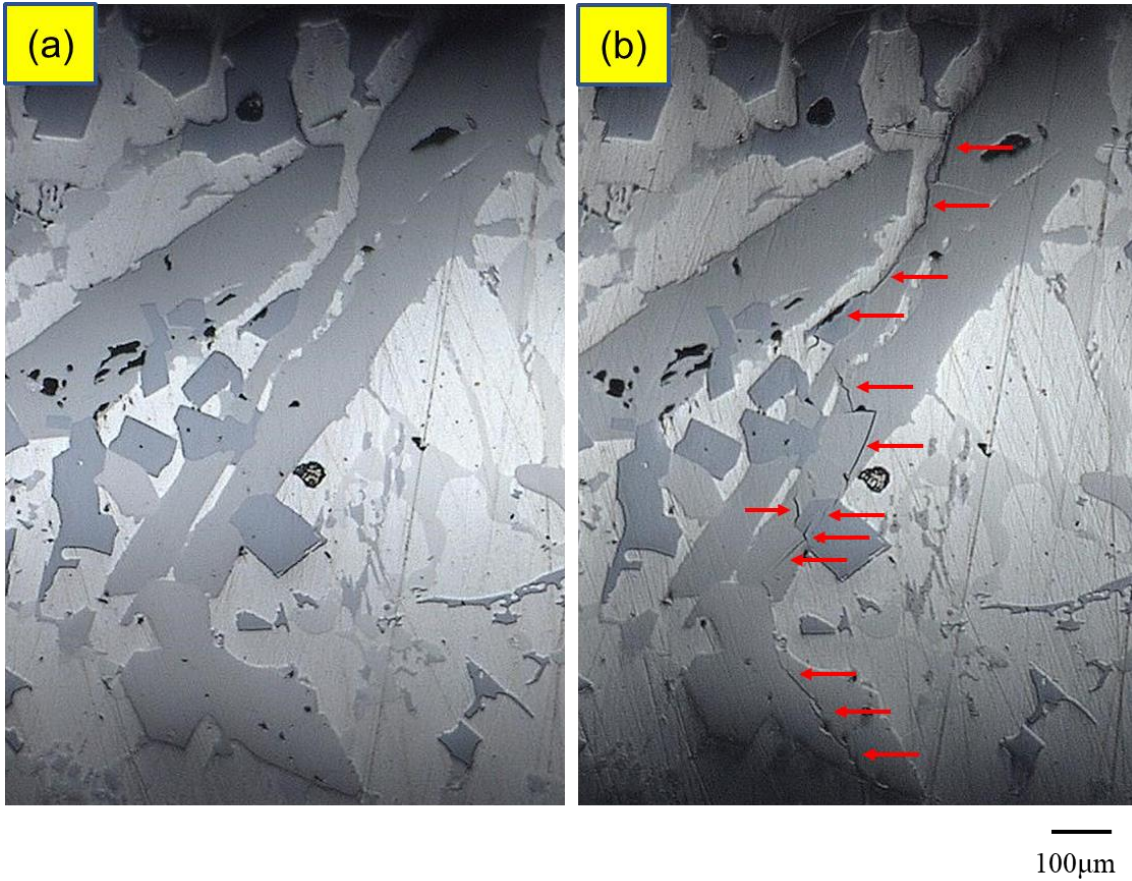


Fig.5-13 Microstructure of primary Si and primary  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  phase near fracture surface before (a) and after (b) of 3-point bending test.

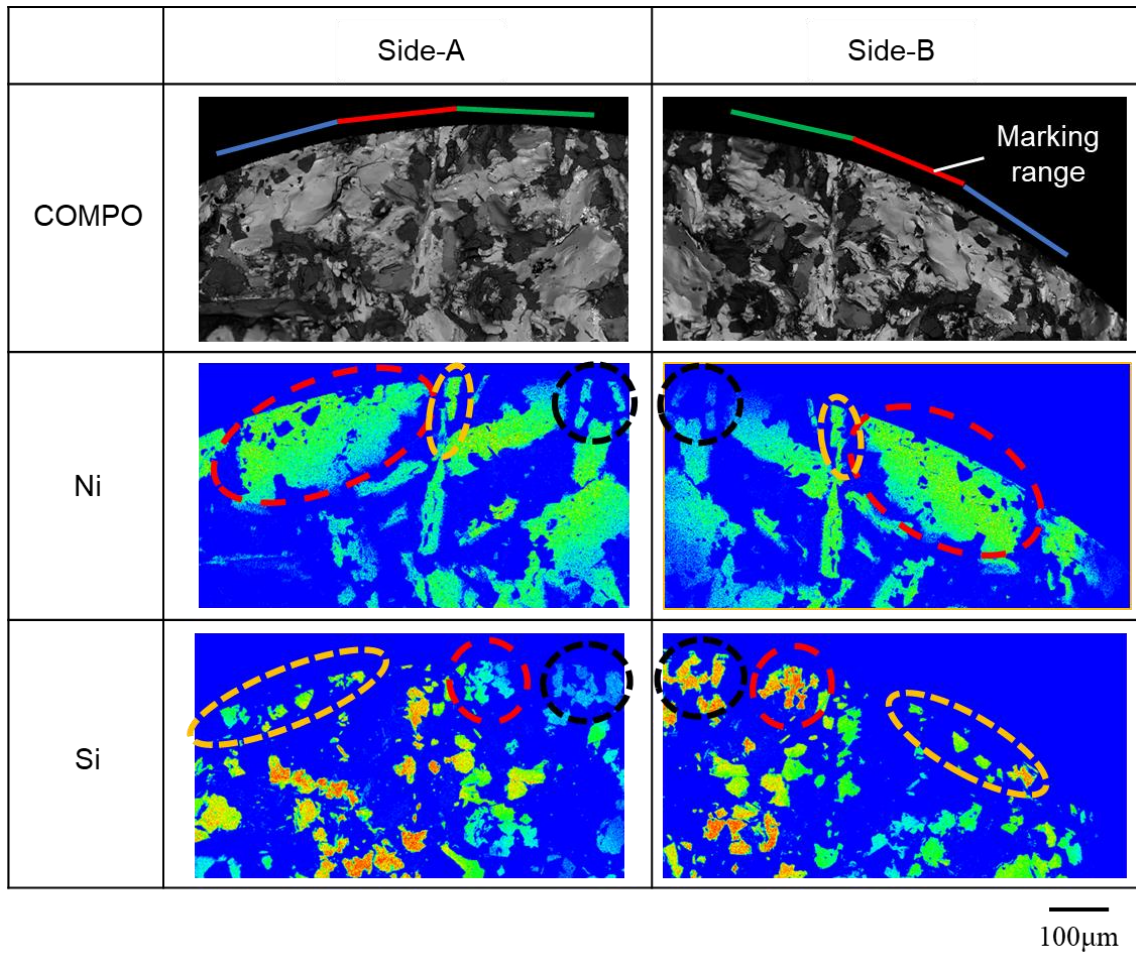


Fig.5-14 EPMA mapping analysis of the fracture surface of the 3-point bend specimen of specimen B

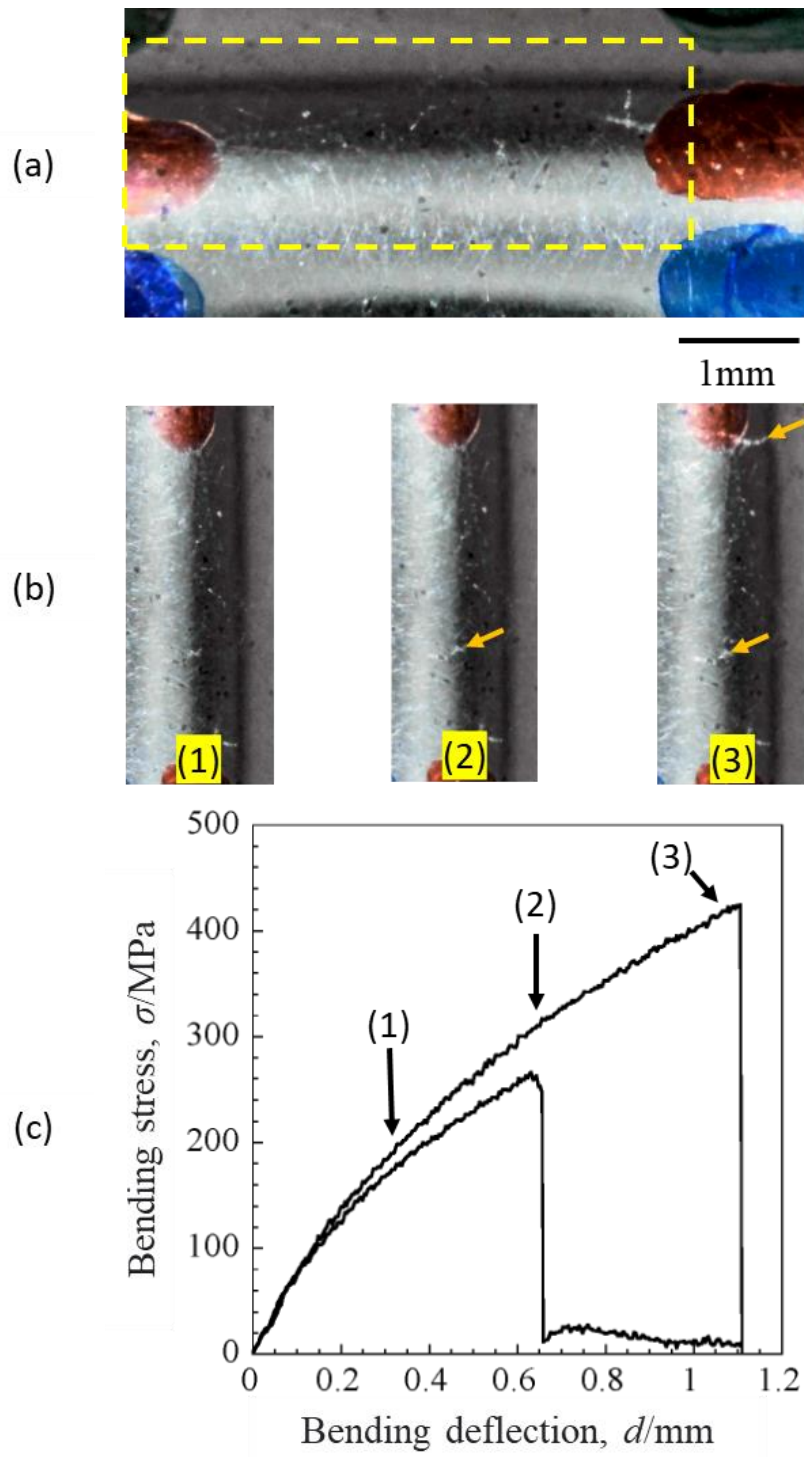


Fig.5-15 In situ observation of bending tests of specimen C cast in permanent mold, and the observed stages respectively.

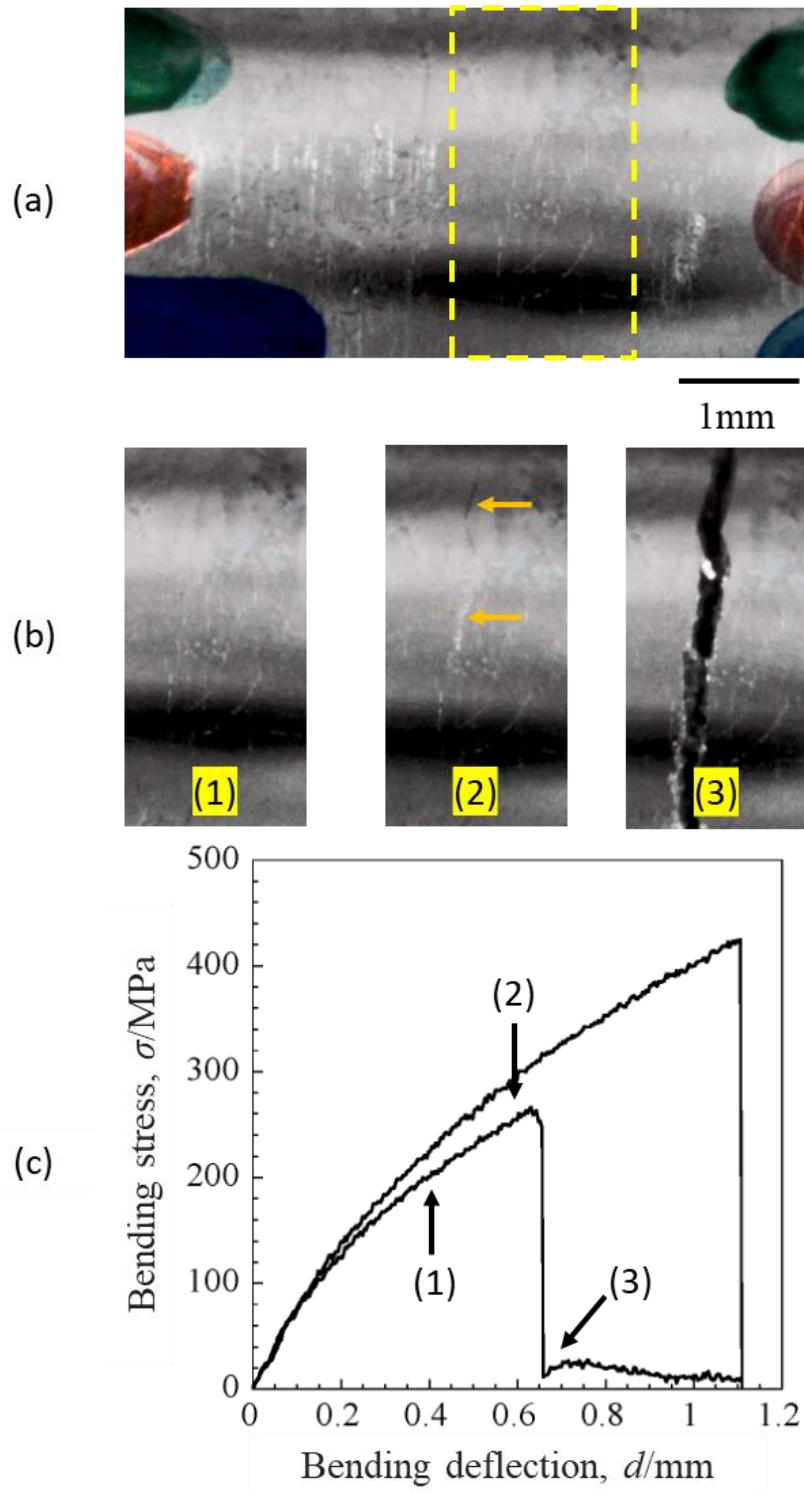


Fig.5-16 In situ observation of bending tests of specimen B cast in Y-block sand mold, and the observed stages respectively.

## 5.4 結言

開発した高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金について、強度特性に及ぼす組織粗さの影響を調査するため、2種の過共晶組成試料、それらの共晶部相当の合金を金型、A号 Yブロック砂型および B号 Yブロック砂型に鋳造した試料を作製し、ヤング率および引張強さを測定した。併せて、過共晶組成試料と共晶組成試料について3点曲げ試験とその破壊箇所の直接観察を実施し、本合金系の破壊のメカニズムについて調査した。得られた結果は以下の通りである。

- (1) 開発した高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金は凝固時の冷却速度を大きくすることで、初晶相および共晶相が微細化し、金型試料 (CR<sub>883-783K</sub>: 4.7K/sec) の組織は B号 Yブロック砂型 (CR<sub>883-783K</sub>: 0.09K/sec) と比べて、初晶 Si および初晶的 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相の大きさは長辺サイズでおおよそ 1/3 程度となっており、共晶組織も微細化している。
- (2) 高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金の引張強さは組織粗さに大きく影響を受け、B号 Yブロック砂型の組織に比べて、金型試料に鋳造し微細化した組織では 2~3 倍引張強さが増加した。一方で、ヤング率に対する組織粗さの影響は小さかった。
- (3) 高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金の破壊は、初晶および共晶の Si や金属間化合物に発生したき裂が進展、き裂同士の連結を経て破壊に至る。また、き裂の起点は粗大な初晶 Si や初晶的 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相の相内となる。き裂の発生や連結を抑制するため、組織を微細化する事が有効であると考えられる。

## 参考文献

- 1) 高橋 靖弘, 関口 常久, 横井 克己 : 精密機械 51 (1985) 920
- 2) アルミニウム鋳物委員会 : 軽金属 17 (1967) 40
- 3) 横山 幸治, 伊藤 崇芳 : 日本中性子科学会誌「波紋」 27 (2017) 148
- 4) 神谷 俊吉, 高峰 和行, 柴田 直哉, 伊藤 公一 : 鋳造工学 89 (2017) 410
- 5) 北岡 山治, 藤倉 潮三, 神尾 彰彦 : 軽金属 38 (1988) 426
- 6) ダイカスト研究部会 : 鋳造工学 85 (2013) 168
- 7) 藤井則久, 藤井満, 森本庄吾, 岡田千里 : 鋳物 56 (1984) 387
- 8) 磯部俊夫, 北岡山治 : 軽金属 32 (1982) 107
- 9) 佐藤四郎 : 軽金属 23 (1973) 173
- 10) 中山 孝廉, 大鷹 浩介 : 軽金属 1952 (1952) 61
- 11) JIS H 5202

## 第6章 総括

### 6.1 結言

アルミニウム鑄造合金は、鑄鉄と比較して比強度が大きく、耐食性や、熱伝導性に優れ、鑄造性も良好なことから、鑄鉄の代替え材料として、自動車はじめ各種機械部品に多用されている。主要合金元素として Si, Cu, Mg を含有する鑄造合金が JIS に規格化されており、時効硬化性のある基地に共晶 Si や初晶 Si が分散した組織となるように組成が定められている。合金種および熱処理条件によって引張強さを 150MPa から 330MPa 以上とすることができ、片状黒鉛鑄鉄と同等の強度範囲をカバーしており、伸びはより大きい。これらの特性を生かして、機械の軽量化・省エネルギーを目的にアルミニウム鑄造合金の用途が拡大している。

しかし、アルミニウム合金のヤング率（縦弾性係数）は、鉄鋼材料の約 1/3 程度であり、このため形状変更せずにアルミニウム合金鑄物を適用すると、ヤング率不足となる問題があった。その改善および耐摩耗性向上のため Si を高めて多量の初晶 Si を晶出させた鑄造合金が JIS にも規定されているが、そのヤング率は 68~88GPa 程度で各種機械部品に多用されている片状黒鉛鑄鉄 FC200~300 の 90~140GPa よりも低い。

産業機械分野では高速移動する部品が多く用いられており、移動速度の増大と移動・停止位置の精度向上が機械の性能を決定することから、既存の材料よりヤング率の高いアルミニウム鑄造合金の開発が強く望まれていた。

そこで本研究では、Si や Ni, Cu などの添加元素を加えることによって基地組織に硬質な相を晶出させた JIS 規格材や既存材料を参考にし、Thermo-Calc<sup>1)</sup> (Ver.2024a, database TCAL8) を用いてヤング率向上に寄与する相を解析し、合金設計とその試作材の強度特性評価を系統的に繰り返し行い、ヤング率 100GPa 以上となるアルミニウム鑄造合

金を得た。次に、高剛性アルミニウム鋳造合金の適用範囲を拡大していくには、ヤング率を含めた用途に応じた強度特性が得られるような組織制御技術を確立する必要がある、その基盤となる凝固特性、熱処理特性、強度特性、破壊の特徴に関して基礎的な研究を実施した。

本研究で得られた主な結果は、以下のように要約される。

まず、Thermo-Calc を用いて金属間化合物形成元素を変化させた解析結果から、Si, Ni, Cu の添加元素に着目し、それらを系統的にさせた試作合金の強度特性評価を実施した。その結果、Al-14%Si-6%Ni-15%Cu 合金が金型試料において、目標とする片状黒鉛鋳鉄と同等のヤング率を達成することを見出した。また本合金系の晶出相の種類および晶出順の把握のため、凝固実験を実施した。その結果、本合金系の凝固は、933K で初晶 Si が晶出開始し、次いで初晶的な板状  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶、 $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶、 $\text{Al}(\alpha)+\text{CuAl}_2$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_7\text{Si}_8$  共晶の順で進行し、772K で完了した。このとき、初晶 Si および板状  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  の面積率はそれぞれ 13.7% および 12.9% であった。Thermo-Calc により評価した凝固過程と実験結果と比較すると、初晶の晶出温度と晶出相は一致しており、共晶反応初期に  $\text{Al}(\alpha)+\text{Si}$  共晶および  $\text{Al}(\alpha)+\text{Ni}_2\text{Al}_3$  共晶が晶出することも一致するが、共晶開始温度は実際凝固温度よりも約 15K 高かった。また、共晶とほぼ同時に晶出した  $\alpha$  デンドライトは Thermo-Calc では予測できなかったが、これは非平衡凝固現象であるためと考えられた。Thermo-Calc の Scheil-Gulliver モデルを用いて計算した凝固中残液の合金濃度変化は、凝固後半に生成する結晶化過程を予測でき、実験と同様の凝固組織を予測することができた。

次に、本合金系の熱処理特性について調査した。本合金系のマトリックス組織である  $\text{Al}(\alpha)$  基地の合金濃度は低く、これと同等組成の合金は溶体化処理後の硬さが 50HBW と低く、473K で時効させたときの時

効硬化量も極めて小さい。しかしながら、合金元素の Si, Ni, Cu を系統的に増加させると、共晶および初晶の Si と金属間化合物相が順次増加しており、溶体化処理後の硬さは 110~190HBW へ増加し、時効硬化 10~14HBW を示した。また、本合金系において 473K で 240min 保持した T5 処理による時効硬化は T6 処理材の硬さに近く、実操業では T5 処理の選択も有効である。

次いで、晶出相がおよぼす強度特性への影響を調査することを目的として、初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を変化させた試料を作製し、引張試験を実施した。また、晶出相の面積率を測定し、晶出相の量と強度特性の関係を調査し、ヤング率と晶出相の量は、初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を強化相とみなした複合材料と考え、複合則のモデル式を用いることで整理した。その結果、開発した Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金の共晶組織に相当する組成の合金はヤング率約 90GPa、引張強さ約 300MPa であり、Al( $\alpha$ )基地部相当合金の 63GPa、105MPa の 1.5 および 3 倍に増加しており、共晶の Si および金属間化合物相の強度特性向上への寄与が大きいことがわかった。また、過共晶組成合金の初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  量を増すとヤング率は上昇し、25vol.%で 100GPa に達した。一方で引張強さは粗い初晶相の分布により大きく低下した。過共晶合金のヤング率に対する初晶相の寄与は初晶 Si を粒子、 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相を短繊維とする複合則モデルにより精度よく予測できることを示した。

最後に、晶出相のサイズが強度特性に及ぼす影響を調査するため、冷却速度を調整し組織サイズを系統的に変化させた試料を作製し、引張試験を実施した。その結果、開発した高剛性 Al-Si-Ni-Cu-Mg 系鋳造合金は凝固時の冷却速度を大きくすることで、初晶相および共晶相が微細化し、金型試料 (CR883-783K : 4.7K/sec) の組織は B 号 Y ブロック砂型 (CR883-783K : 0.09K/sec) と比べて、初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の大きさは長辺サイズでおおよそ 1/3 程度となっており、共晶組織

も微細化していることが分かった。また，本合金系鑄造合金の引張強さは組織粗さに大きく影響を受けたが，ヤング率に対する組織粗さの影響は小さかった。さらに，本合金系の破壊のメカニズムについて詳細を調査するため，初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相が多量に晶出している試料と共晶組織のみの試料の 3 点曲げ試験を実施し，その破壊の様子を直接観察した。その結果，本合金系鑄造合金では，初晶および共晶の Si や金属間化合物に発生したき裂が進展，き裂同士の間を連結を経て破壊に至っており，き裂の起点および主たる進展経路は粗大な初晶 Si や初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の相内であった。したがって，き裂の発生や連結を抑制するため，組織を微細化する事が有効であり，初晶 Si を微細化する P の添加や冷し金などを使用し冷却速度を制御して晶出相を微細化する鑄造法は特に有効と考えられる。

以上のように，開発した高剛性アルミニウム鑄造合金について，その晶出相の種類，晶出順，熱処理特性，晶出相がおよぼす強度特性への影響について明らかにし，初晶 Si および初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相の複合則によるヤング率予測モデルを作成した。また，初晶 Si や初晶的  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  相など粗大な晶出相が存在する場合の，本合金の破壊の形態について解明し，晶出相の微細化が有効であることを示した。これらの成果を基にして，高剛性アルミニウム鑄造合金の適用範囲が拡大し，さらなる発展へ繋がることを期待する。

## 6.2 高剛性アルミニウム鋳造合金の適用事例

本研究による開発合金は、特に工作機械の駆動部品に対して軽量化による高速化・位置決め精度の向上を目的として適用が進んでおり、適用対象に求められる要件に応じて個別に合金設計を行っている<sup>2~3)</sup>。

従来の工作機械は、その重厚長大な設計がエネルギー消費の増大を招いており、軽量且つ高剛性の材料が求められていた。そこで、(株)牧野フライス製作所、(株)田島軽金属、日之出水道機器(株)、ヒノデホールディングス(株)の4社の共同により、本研究で開発した、ヤング率100GPaの高剛性アルミ合金（ATHIUMと命名）工作機械に適用した<sup>4)</sup>。著者らが開発を担った高剛性アルミ合金ATHIUMの特徴は、従来の素材(FC300)と比べて軽量でありながら高いヤング率を保持できる点である。この素材技術と牧野フライス製作所による最適設計の組合せにより、従来品同等の剛性と素材重量の50%削減を達成するFig.6-1に示すコラムを開発している<sup>4)</sup>。実際の電力測定試験では、ATHIUMを使用したことで電力消費を約15%削減し、工作機械の環境負荷を大きく低減させることに寄与している<sup>4)</sup>。

その他にも、超精密加工機の可動部に適用され、これによってベッド本体の小型化・軽量化にも貢献している<sup>5)</sup>。

産業機械の軽量化ニーズをもとに、小物から大物までまた、実製品への適用においては、製造工程における割れや引け巣などの様々な問題が発生したが、共同開発先である(株)田島軽金属や弊社グループ企業である眞工金属(株)、日之出水道機器(株)において本開発材料に関する鋳造技術の確立もなされ、超高性能化を目指した新しい機械装置への実装事例が増えている<sup>4,5)</sup>。

今後も高剛性アルミニウム鋳造合金の代表的な機械的性質を明確化するとともに、各種合金の物理的性質、鋳造性や被削性などといった工学的性質を明らかにし、設計・製造におけるデータベースを構築することによって、適用対象の拡大に努めていく。



Fig.6-1 Appearance of machine tool column made from ATHIUM, high-stiffness aluminum alloy.

## 参考文献

- 1) B.Sundman, B.Jansson and J.-O.Andersson: CALPHAD 9 (1985) 153
- 2) 武谷 洗希, 池田 朋弘: 鑄造用アルミニウム合金およびこれを用いて鑄造されたアルミニウム鑄物 WO/2021/112155 (2021)
- 3) 武谷 洗希: 鑄造用アルミニウム合金およびこれを用いて鑄造されたアルミニウム鑄物 WO/2022/255285 (2021)
- 4) 米光 勇一: 国際工作機械技術者会議 19 (2022) 102
- 5) 新藤 良太, 植村 圭二, 加藤 久史, 鈴木 悠介, 恒川 直輝: 精密工学会誌 88 (2022) 874

## 謝 辞

本論文は、筆者が九州大学大学院工学府材料工学専攻博士後期課程に在学中の研究成果をまとめたものである。

本研究を遂行するにあたり、多大な御指導と御鞭撻を賜りました九州大学工学研究院 材料工学部門教授 宮原広郁先生に心より深く感謝の意を表します。

また、本論文の御校閲と御検討、御助言を賜りました九州大学工学研究院 材料工学部門教授 田中將己先生、同大学工学研究院 機械工学部門教授 戸田裕之先生に深く感謝いたします。

本研究をまとめるにあたって、多くの御助言、御指導を賜りました九州大学名誉教授 大城桂作先生に対して、ここに深甚なる謝意を表します。

また、実験の遂行ならびに在学期間中の諸行事にご協力いただいた九州大学工学研究院 材料工学部門准教授 森下浩平先生をはじめ宮原研究室の学生の皆様方に心から御礼申し上げます。

最後に博士後期課程就学および本研究を遂行するにあたり、ヒノデホールディングス株式会社 研究・開発ユニット 甲斐信博ユニットリーダー、材料開発グループ 梅谷拓郎グループリーダーならびに洲河優作マネージャーおよび同グループのメンバーの方々に、終始多大な御協力を頂きましたことを、改めて心から御礼申し上げます。

令和6年12月 武谷洗希